

**Die Ausbildung der Versetzungsstruktur
und deren Beziehungen zum Verformungsverhalten
in Aluminium**

von
Frieder Schuh

Erlangen 1973

Die Ausbildung der Versetzungsstruktur und deren Beziehungen zum Verformungsverhalten in Aluminium

Der Technischen Fakultät
der Universität Erlangen-Nürnberg
zur Erlangung des Grades
DOKTOR - INGENIEUR

vorgelegt

von

Frieder Schuh

Erlangen 1973

Als Dissertation genehmigt von der
Technischen Fakultät
der Universität Erlangen-Nürnberg



Tag der Einreichung: 4. Mai 1973
Tag der Promotion: 11. Juli 1973

Dekan: Prof. Dr. G. Meinardus
Berichterstatter: Prof. Dr. M. v. Heimendahl
Prof. Dr. B. Ilschner

Die Ausbildung der Versetzungsstruktur und deren
Beziehungen zum Verformungsverhalten in Aluminium

1.	Einleitung	1
2.	Literaturstand	2
2.1	Versetzungsstruktur VS	2
2.1.1	Bestimmungsmethoden	2
2.1.2	Ausbildung der VS	4
2.1.3	Bedeutung der VS für das Verformungsverhalten	6
2.2	Bestimmungsmethoden der inneren Spannung	10
2.2.1	Grundlagen	10
2.2.2	Vergleich der Methoden	11
3.	Experimente und deren Ergebnisse	14
3.1	Versetzungsstrukturen	14
3.1.1	Erzeugung unterschiedlicher VS	14
3.1.2	Meßverfahren der VS	20
3.1.3	Ausbildung der VS	25
3.2	Testverformungen	31
3.2.1	Zugversuch und Härtemessung	31
3.2.2	Relaxation	34
3.2.3	Erholungsmessungen	37
3.3	Bedeutung der Versetzungsstruktur für die Verformung	40
4.	Diskussion der Ergebnisse	44
4.1	Erholungsvorgänge der Versetzungsstruktur	44
4.1.1	Erholung nach der Verformung	44
4.1.2	Erholung während der Verformung	46
4.1.3	Erholung während der Relaxation	47
4.2	Vorgänge bei der Relaxation	48
4.3	Charakter der Zellgrenzen	55
4.4	Einflußgrößen auf die Fließspannung	58
4.4.1	Größen von sekundärem Einfluß in dieser Arbeit	58
4.4.2	Bedeutung der Versetzungsstruktur	61
5.	Zusammenfassung	64
6.	Anhang: Bestimmung der Bezugslagen zweier Körner	65
7.	Literaturverzeichnis	67

Die in dieser Arbeit benutzten Abkürzungen:

VS	Versetzungsstruktur
ρ	Versetzungsdichte
d	Zellgröße
Δ	Orientierungsunterschied zwischen zwei Zellen
ϵ	Verformungsgrad
$\dot{\epsilon}$	Verformungsgeschwindigkeit
σ	Spannung
T	Temperatur
RT	Raumtemperatur
TEM	Transelektronenmikroskop(ie)

1. Einleitung

Das Wechselspiel zwischen den Parametern einer Verformung und der Versetzungsstruktur, die sich dabei bildet, war bereits Gegenstand zahlreicher Untersuchungen, die sowohl verschiedene Untersuchungsmethoden als auch verschiedene Materialien verwandten. Wie aber im Literaturteil gezeigt werden wird, kann bislang keine eindeutige Antwort auf die Frage, welche Kenngröße der Versetzungsstruktur das Fließverhalten direkt oder indirekt bestimmt, gegeben werden. Dies ist jedoch von Interesse, um einerseits den Verformungsmechanismus besser verstehen zu können und andererseits um einem Werkstück durch gezielte thermomechanische Behandlung eine Versetzungsstruktur geben zu können, die bestimmten mechanischen Anforderungen Genüge leistet. Legierungstechnik, um eine solche Versetzungsstruktur zu stabilisieren, tut ihr übriges. Um die angesprochene Frage beurteilen zu können, wurde hier versucht durch mehrere Verfahren möglichst unterschiedliche Versetzungsstrukturen in Aluminium zu erzeugen. Die verschiedenen Strukturzustände wurden anschließend auf ihr mechanisches Verhalten hin getestet. Ferner werden Fragen wie z.B. die nach Erholung oder Relaxation gestellt, um ein möglichst umfassendes Bild des Reaktionsverhaltens der Versetzungsstruktur auf Änderungen äußerer Parameter zu erhalten.

2. Literaturstand

Zunächst soll ein Überblick über Literaturarbeiten gegeben werden, damit Meßverfahren und die sich daraus ergebenden Resultate gegeneinander abgewogen werden können. Die vielfältige Literatur soll hier keineswegs vollständig behandelt werden. Vielmehr werden hier vorzüglich nur neuere Arbeiten über Aluminium besprochen. Literaturangaben zu speziellen Fragestellungen werden auch teilweise in den Teilen 3. und 4. verarbeitet, um den sachgemäßen Zusammenhang kompakt zu halten.

2.1 Versetzungsstruktur

Zur Charakterisierung der Versetzungsstruktur VS werden allgemein mehrere Größen herangezogen. Dies sind: die Versetzungsdichte ρ [cm/cm^3], die Zellgröße d [μm] und der Orientierungsunterschied zwischen zwei Zellen $\Delta\theta$ [$^\circ$]. Mögliche weitere Kenngrößen sind z.B. Versetzungsring-(loop) - Dichte oder der Sprung-(jog) - Abstand.

2.1.1 Bestimmungsmethoden

Es sollen hier nur die wichtigsten Methoden angesprochen werden. Einen Überblick gibt auch Bird et al. [1]. Die VS kann sowohl mittels direkter Methoden bestimmt werden, z.B. elektronenmikroskopisch als auch mittels indirekter Methoden z.B. röntgenographisch.

So läßt sich die Versetzungsdichte ρ aus der Verbreiterung eines Röntgenlinienprofils errechnen z.B. Wilkens und Bargouth [2], was bei Al jedoch, wegen des kleinen Effektes, vgl. v.Heimendahl [3], nur recht ungenau geht. Sie läßt sich andererseits direkt mit Transelektronenmikroskopie TEM ermitteln. Bei letzterem Verfahren müssen aber mehrere verfälschende Quellen berücksichtigt werden.

Dies sind: Änderung von ρ während der Präparation, Verluste von ρ durch Bildkräfte an der Oberfläche, Neuorientierung von Versetzungen, Unsichtbarkeit wegen mangelnder Kontrastlage. Die hierdurch bedingte Fehlergröße wird bei Ham und Wright [4] und Foxon und Rider [5] abgeschätzt. Auch Staker und Holt [6] geben eine Übersicht. Dazu kommen eine oft große örtliche Schwankung von ρ und ferner die Notwendigkeit der Kenntnis der Foliendicke. Denn ρ errechnet sich nach Ham [7] mit dem Linienschnittverfahren mittels $\rho = 2N/Ll$, wobei N die Anzahl der Schnittpunkte, L die Länge des Linienrasters und l die Probendicke ist. Von Dailey und Alquist [8] wurde ρ bei Aluminium mittels Ätzgrübchen bestimmt, was jedoch nur bei relativ niedrigen Versetzungsdichten möglich ist.

Zur Bestimmung der Zellgröße d wurden ebenfalls Röntgenmethoden verwandt, und zwar bei Kelly [9] und Ball [10] ein Feinfokus-Rückstrahl-Verfahren und bei Hultgren [11] die Berg Barrett-Methode. Meist wurde jedoch TEM benutzt, welche sicherlich die genauesten Werte liefert, d ergibt sich hierbei nach Smith und Guttman [12] zu

$$GL.1 \quad d = L / N = 2 / \varphi$$

wobei φ die Zellgrenzfläche pro Volumen ist.

Bei der Bestimmung des Orientierungsunterschiedes zwischen zwei Zellen χ sei wieder auf [1] verwiesen. Weitergehend seien jedoch die Methoden, wie sie vorzüglich an Aluminium angewandt wurden, aufgezählt: Röntgen-Kleinwinkelstreuung bei Zhurkov et al. [13], Röntgen-Linienprofil in [1], Röntgen-Feinstrahl in [9] und [10], eingritztes Strichgitter bei Green et al. [14], Gleitspuren in TEM bei Wong et al. [15], Versetzungsabstand in Zellgrenzen in TEM bei Myshlyaev [16], Lee et al. [17] und Oshima und Fujita [18], Rotation des Beugungsbildes bei Jonas et al. [19], Verschiebung von Kikuchi-Linien [17], bei Evans

und Dunsten [20] und Cuddy [21] und eine kombinierte Methode aus Dunkelfeld und Beugungsbild bei Korbel und Swiatkowski [22]. Zieht man die Vielfalt der Methoden, ihre relative Ungenauigkeit und die große Streuung der einzelnen ν -Werte im Vergleich zur Änderung des Mittelwertes in Betracht, so verwundert es nicht, daß die Ergebnisse nicht einheitlich sind.

2.1.2 Ausbildung der Versetzungsstruktur

Zunächst sollen Begriffe klargestellt werden. In Einklang mit dem englischen Sprachgebrauch soll von Versetzungsstruktur und nicht von -gefüge gesprochen werden. Versetzungszellen und Subkörner sind identisch gebraucht. Eine Zellgrenze, bestehend aus einem Versetzungsdickicht möge Zellwand heißen, eine solche aus einer regulären Versetzungsanordnung Kleinwinkelkorngrenze.

Wird Aluminium verformt und zwar nur so stark, daß sich noch keine Zellen bilden, so nimmt ρ linear mit dem Verformungsgrad zu, Rider und Foxon [23]. Wird der Verlauf von ρ bis hinein in den Bereich einer Zellbildung verfolgt, so zeigt sich für ρ im Zellinneren ein Maximum im Verlauf von ϵ , [8] und Karashima et al. [24]. Ein ähnlicher Verlauf wurde auch an LiF beobachtet, Streb [25].

Bildet sich nun eine Zellstruktur aus, so soll nach Kelly [9, Al] Swann [26, Al] und Hirsch und Kellar [27, Al] ab etwa $\epsilon = 20\%$ die Zellgröße ihren Endwert erreicht haben. In neueren Arbeiten von Hansen [28, Al] und Langford und Cohen [29, Fe] wird jedoch eine weitere Abnahme von d mit ϵ festgestellt. Ob für Aluminium eine Beziehung zwischen d und ρ im Zellinneren besteht, ist nicht gesichert. Für Kupfer, [6], und LiF, Reppich [30], besteht offenbar eine Beziehung der Art

$$g \cdot L \quad d \propto \rho^{-1/2}$$

wie sie sich auch theoretisch ableiten läßt, Holt [31].

Nun soll der Einfluß von Temperatur T und Verformungsgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$ besprochen werden. Übereinstimmend wird gefunden, daß mit steigendem T und sinkendem $\dot{\epsilon}$ bei Proben mit gleicher Zellgröße mehr Kleinwinkelkorngrenzen als Zellwände vorliegen, [17, Al], Queen und Hockett [32, Al]. Die VS besteht dann aus scharfen Grenzen und relativ niedriger Versetzungsdichte im Zellinnern. Bei Aluminium mit seiner hohen Stapelfehlerenergie ist diese Art von VS dominierend. Bei Hammad und Nix [33, Al] und Queen [34, Al] wird zusätzlich festgestellt, daß Stationarität der VS bei obiger Änderung von T und $\dot{\epsilon}$ schon bei kleinerem $\dot{\epsilon}$ erreicht wird, wobei d größer bleibt. Wird dagegen bei tiefem T und mit hohem $\dot{\epsilon}$ verformt, z.B. Schockverformung bei 77K, Rose und Berger [35, Al], so erhält man nur Zellwände bzw. nur ein Versetzungsdickicht und zusätzlich eine hohe Dichte von Versetzungsringen, [24, Fe].

Angaben über den Orientierungsunterschied ν sind oft nur erste Anhaltswerte in [32, Al] mit $0,5-3^\circ$, in [28, Al] mit $1-2^\circ$, und in [14, Al] mit $1-2^\circ$. Daß ν zunächst mit ϵ ansteigt ist noch gesichert, z.B. [9, Al], ob es aber bei stationärer Verformung ($\bar{\epsilon}$ und $\dot{\epsilon}$ sind fest) konstant bleibt, ist umstritten. In [34], bei Mukherjee et al. [36] und Hardwick und Tegart [37] wird Konstanz von ν , bei* Betekhtin und Myshlyayev [39] wird ein Anwachsen von ν in den Zellgrenzen während stationärer Verformung festgestellt. In [19] wird dagegen wieder von einer noch weitergehenden Unabhängigkeit der Größe ν von ϵ , $\dot{\epsilon}$ und T bei stationärer Verformung gesprochen, ähnlich wie in [21], wo $\bar{\epsilon}$, ϵ und T keinen merklichen Einfluß auf ν besitzen sollen.

* Garofalo et al. [38] eine Zunahme ermittelt, und bei

2.1.3 Bedeutung der Versetzungsstruktur für das Verformungsverhalten

Bei der Beurteilung der Literatur, die sich mit der Korrelation zwischen der VS und dem Verformungsverhalten beschäftigt, muß festgestellt werden, daß entweder nur eine Kenngröße zur Charakterisierung der VS herangezogen wurde, oder aber bei Betrachtung mehrerer Kenngrößen diese im Gleichgewicht vorlagen, z.B. jeweils bei stationären Kriechzuständen, so daß eine Beurteilung der Bedeutung der einzelnen Kenngrößen nicht gegeben werden kann. Zieht man nun noch die relative Unsicherheit mancher Meßverfahren in Betracht, so ist erklärlich, daß teilweise recht unterschiedliche Ergebnisse vorliegen. Es muß allerdings berücksichtigt werden, daß einerseits die Versuchsführungen und die σ - und τ -Bereiche nicht einheitlich sind und andererseits auch andere Materialien, was jeweils angegeben ist, zum Vergleich herangezogen wurden. Wie allerdings von Blum und Reppich [40] gezeigt wurde, genügt das stationäre Verformungsverhalten verschiedener Metalle den gleichen Funktionen, so daß lediglich die Gewichtung der Kenngrößen der VS unterschiedlich sein kann.

In bezug auf σ , bei Vorliegen eines Versetzungsdickichts, gilt sehr allgemein

$$\sigma_L = \sigma_0 + \alpha G b \rho^{1/2}$$

Auch bei Aluminium wurde diese Beziehung in [23] und [33] gefunden. Daß auch σ im Zellinnern (also bei vorhandenen Zellgrenzen) viel zur Fließspannung bei Eisen beiträgt wird in [29] bestritten. Immerig und Jonas [41] schließen anhand der Änderung der VS im Übergangskriechbereich, daß bei Armco Eisen die Zellgröße und bei Silizium-Stahl (Mischkristall) σ im Zellinneren die Fließspannung bestimmen.

Eine größere Anzahl von Autoren betrachten dagegen die Zellgröße als allein entscheidend für die Fließspannung. Es ergibt sich danach eine Beziehung analog der Hall Petch-Gleichung

$$\sigma_f = \sigma_0 + k d^{-M} \quad \text{Gl. 4}$$

Für Fließspannungen bei 293 K ergibt sich bei Aluminium nach [10], [22] und [28] und für Mikrohärtigkeit nach [15] für den Exponenten ein Wert von $M = 1/2$. Bei höheren und jeweils unterschiedlichen Verformungstemperaturen wurde dagegen meist ein Wert von $M = 1$ gefunden, so bei Mc Queen et al. [42, Al], [32, Al], [19, Fe], Lloyd und Embury [43, Cu], bei letzterem für die innere Spannung (s.u.). Noch höhere Werte für M geben Cotner und Tegart [44, Al], nämlich $M = 3/2$ (dagegen wieder $M = 1/2$ bei RT-Tests) und [21, Cu], nämlich $M = 2$ (hier wieder für die innere Spannung) an. Eine Übersicht für mehrere Metalle wird bei Jonas et al. [45, 46] und Weertmann [47] gegeben. Daß für den Exponenten Werte $> 1/2$ gefunden werden ($1/2$ entspricht der Hall Petch-Gleichung für Körner), kann einerseits daran liegen, daß bei höheren Temperaturen sich kein Versetzungsaufstau bildet, wie er zur Deutung der Hall Petch-Gleichung für Körner herangezogen wird, andererseits können sich mit steigender Temperatur die Anteile von innerer und effektiver Spannung (s.u.) verschieben und einen höheren Exponentenwert bewirken. Cotner [44] fand ferner, daß eine Erhöhung des Fremdatom-Gehaltes bei Hochtemperatur-Verformung den Wert von k anhebt, bei RT dagegen den von σ_0 . Erstere Tatsache bekräftigt Schmidt-Whitley [48], letztere Hansen [28]. Siehe hierzu auch [45].

Auch Abson und Jonas [49, Al] nehmen bei RT zunächst einen Exponenten von $M = 1/2$ an. Er muß jedoch, um den Meßwerten gerecht zu werden, eine Abhängigkeit $k(d)$ bzw. $k(\sqrt{d})$ einführen. Dies würde bedeuten, daß die Zellgrenz-Hinderniswirkung für Versetzungen vom Charakter der Zellgrenze ab-

hängig ist. Die Abhängigkeit k (ν) tritt vor allem bei sehr groben Zellstrukturen auf, wie sie sich beim HT-Kriechen bilden. Sie tritt auch auf bei aus der Schmelze gezogenen Al-Einkristallen, Lake und Craig [50], wo ebenfalls recht grobe Zellen vorliegen. Lake stellt fest, daß sowohl d als auch ν die Festigkeit dieser Kristalle beeinflussen. Die Abhängigkeit entspricht der Theorie von Li [51], bei der sich eine Funktion $k \propto \nu^{1/2}$ ergibt. Wird die Zellgröße klein, so erreicht der Wert von k etwa denjenigen für entsprechende Korngrenzen, [49]. Daß der Wert von k für Zellen und Körner etwa die gleiche Größe besitzen kann, wurde auch an Kupfer von Cairns et al. [52] gefunden. Letztere Befunde unterstützen die Angaben in [22] und [10] an Aluminium, daß k unabhängig von ν sei. Bei Stahl hingegen, [29], soll k für Zellgrenzen viel kleiner als für Korngrenzen sein.

Während in den bisher zitierten Arbeiten die Größe von ν entweder als nicht entscheidend oder nur mitentscheidend für die Fließspannung betrachtet wird, wird in einigen, meist russischen Arbeiten allein ν bzw. die Versetzungsdichte in den Zellgrenzen für die Fließspannung verantwortlich gemacht. Hultgren [10, Al] kommt zu dem Schluß, daß die Versetzungsdichte in den Zellgrenzen, die formal aufs Gesamtvolumen verteilt wird, der Gleichung 3 genügt (und dies auch nach [51] theoretisch tun soll) und für die Fließspannung verantwortlich ist. d und ν sind nur insofern von Bedeutung, als sie φ bestimmen. Auch Gindin et al. [53, Cu] machen φ in den Zellgrenzen entsprechend Gl. 3 für die Fließspannung verantwortlich. Er findet außerdem, daß das Verhältnis von φ in den Zellgrenzen zu φ im Zellinneren nicht konstant ist. [13, Al] und Betekhtin und Petrov [54, Al] finden, daß die Fließspannung sich linear mit ν ändert. Daß, wie in [13] angegeben, die Korngröße (im Gegensatz zur Zellgröße) aus quantitativen Gründen kaum Einfluß auf die Funktion $\sigma_F \propto \nu$ haben soll, ist einsichtig, daß aber auch nach Wärmebehandlungen und Legierungszusatz obige Funktion erfüllt sein soll, verwundert. Der Untersuchung mangelt, daß nur ν und z.B. nicht d untersucht wurde.

Als weitere Kenngröße der VS kommt die Versetzungssprung-Dichte in Betracht. Diese Dichte steigt mit steigender Spannung und fallender Temperatur an und wird dann von Bedeutung. Fujita und Yamada [55, Al], [24, Fe] und Likhachev et al. [56, Al] stellen fest, daß Versetzungsringe, die meist als Kondensate von Leerstellen sich bildeten, einen großen Anteil zur Verfestigung beitragen.

Wie gezeigt wurde, divergieren die Ergebnisse und Deutungen zur Korrelation zwischen der VS und dem mechanischen Verhalten recht stark, so daß die hiesige Untersuchung an Aluminium gerechtfertigt scheint.

2.2. Bestimmungsmethoden der inneren Spannung

2.2.1 Grundlagen

Die äußere Verformungsspannung $\bar{\sigma}_a$ setzt sich zumindest aus zwei Spannungsteilen zusammen, so daß gilt:

$$\bar{\sigma}_a = \bar{\sigma}_i + \bar{\sigma}^*$$

$\bar{\sigma}_i$ möge hier innere Spannung genannt werden, ohne daß ein direkter Vergleich zu den röntgenographisch gemessenen "inneren Spannungen" gegeben sei. $\bar{\sigma}_i$ stellt eine Rückspannung bzw. einen Gleitwiderstand im Kristall dar, welcher von einer einzelnen Versetzung bei ihrer Bewegung durch den Kristall nicht thermisch aktivierbar überwunden werden kann. $\bar{\sigma}_i$ steht unmittelbar im reinen aber verformten Kristall mit der Versetzungsstruktur im Zusammenhang. Deshalb soll seine Größe hier ermittelt werden.

$\bar{\sigma}^*$ ist das Spannungsfeld im Kristall, welches thermisch aktivierbar überwunden werden kann. $\bar{\sigma}^*$ wird oft effektive Spannung genannt, da sein Anteil effektiv für die Versetzungsbewegung zur Verfügung steht. Die Größe von $\bar{\sigma}^*$ wird durch die Verformungsgeschwindigkeit und Temperatur bestimmt.

Es gibt nun mehrere Methoden um innere Spannungen zu bestimmen, die auf teils recht unterschiedlichen Meßverfahren fußen. Einen Überblick über die experimentelle Methodik (mit Skizzen) und einen Vergleich der Verfahren gibt Conrad [57]. Hier sollen drei Methoden herausgegriffen werden, von denen wiederum der Methode der Stufenrelaxation (engl.: incremental unloading test oder diptest), welche zuerst von Gibbs [58] angewandt wurde, besonderes Gewicht beigemessen wird, da sie von mehreren Autoren als besonders zuverlässig betrachtet wurde, Conrad und Okazaki [59], Boček et al. [60] und Alquist und Nix [61]. Sie wurde auch in der hiesigen Arbeit angewandt.

- a) Seeger [62] unterschied als erster anhand des Fließspannungs-Temperatur-Verlaufes bei fester VS die zwei Spannungsanteile. Bei höheren Temperaturen existiert in diesem Verlauf ein Plateau, dessen Spannungswert mit abnehmender Verformungsgeschwindigkeit gegen σ_g strebt. σ_g ist ein oberer Wert von σ_i .
- b) Stufenrelaxation: die an der Probe anliegende Spannung wird von der Fließspannung ausgehend stufenweise reduziert. Wenn in diesem teilentlasteten Zustand die zeitliche Spannungsänderung Null ist, entspricht gerade die äußere Spannung an der Probe der inneren Spannung in der Probe.
- c) Einsinnige Relaxation von der Fließspannung ausgehend. Der Spannungsendzustand soll der inneren Spannung zugeordnet werden können.

2.2.2 Vergleich der Methoden

Zwischen den Methoden a) und b) besteht zunächst eine gewisse Diskrepanz, da Aluminium bei RT bereits sein "Hochtemperaturplateau" erreicht hat, Seeger [63], Bullen und Rogers [64] und Macherauch [65]. Die Fließspannung müßte also für $\dot{\epsilon}$ gegen Null den Wert von σ_i erreichen. Im Stufenrelaxations-Versuch wird hingegen ein Verhältnis $\Delta\sigma_i/\Delta\sigma_F$ von 0,75 ermittelt (dieser Vorgriff auf 3.2.2 sei gestattet). Es muß hierbei jedoch berücksichtigt werden:

- I. Das im Stufenrelaxations-Versuch erhaltene σ_i stellt einen gemittelten Wert des ortsabhängigen Spannungsfeldes der Versetzungen dar, siehe auch [60]. Für ein einfaches sinusförmiges Spannungsprofil ergibt sich nach Li [66], [67] makroskopisch eine gemittelte kritische innere Spannung σ_{ic} , welche mit der maximalen inneren Spannung σ_{i0} zusammenhängt wie

$$\sigma_{i0} = [\sigma_{ic} (\sigma_F - \sigma_{ic})]^{1/2}$$

Diese Beziehung ergibt sich aus einer stationären Häufigkeitsverteilung der Versetzungen im sinusförmigen Spannungsfeld bei Annahme einer linearen Beziehung zwischen der Versetzungsgeschwindigkeit und $\dot{\epsilon}^*$.

- II. Vor dem Stufenrelaxations-Test wird mit endlicher Geschwindigkeit verformt. Mit $\dot{\epsilon}$ nimmt $\dot{\epsilon}^*$ zu, wobei $\dot{\epsilon}_i$ konstant bleibt. Conrad [57] zeigt anschaulich, daß mit Erhöhung von $\dot{\epsilon}^*$ (schnellere Verformung) und mit Erhöhung von $\dot{\epsilon}_i$ (Verfestigung) jedoch das experimentell ermittelte $\dot{\epsilon}_i$ sich erniedrigt. Diese zwei Tatsachen gehen zumindest qualitativ in die Richtung, daß sie die unterschiedlichen $\dot{\epsilon}_i$ Werte aus den Methoden a) und b) erklären.

Experimentell ergeben sich aus der Stufenrelaxation Werte, an Kupfer ermittelt von Mac Ewen et al. [69] mit $\Delta\dot{\epsilon}_i/\Delta\dot{\epsilon}_f = 0,86$ bzw. in [60] mit 0,88 bei RT. Wie ein bei Conrad [57] mit Literaturdaten gemachter Vergleich zeigt, berechnen sich aus dem minimalen Krümmungsradius einzelner Versetzungen innere Spannungen derselben Größe wie die im Stufenrelaxations-Versuch ermittelten. Die makroskopisch ermittelte innere Spannung hängt also unmittelbar mit der Wirkung des Spannungsfeldes der ganzen VS auf eine einzelne Versetzung zusammen. Ferner zeigten [60] und Lloyd und Embury [70] an Kupfer, daß die ermittelte innere Spannung tatsächlich der athermische Spannungsanteil ist, da diese sich mit der Temperatur lediglich über den G -Modul verändert.

Die Stufenrelaxations-Methode scheint somit geeignet zu sein den nicht thermisch aktivierbaren Spannungsanteil der Fließspannung bestimmen zu können. Nähere Aussagen über die innere Spannung folgen in 4.3. Zunächst bleibt offen, wie die innere Spannung mit der VS genau zusammenhängt.

Für die Methode c), die einsinnige Langzeitrelaxation, hingegen ergeben sich Einschränkungen der Anwendbarkeit für die Bestimmung der inneren Spannung. Ausgehend von der Verformungsgleichung

$$\text{Gl. 7} \quad \dot{\epsilon} = B(\rho_m) \exp(b A \sigma / 2 k T)$$

erhält Betz [71] als Relaxationsgesetz

$$\text{Gl. 8} \quad \sigma = \sigma_0 - (2 k T / A b) \ln(t/t_1 + 1)$$

wobei σ_0 die Ausgangsspannung, A die Aktivierungsfläche und t_1 eine Zeitkonstante ist.

Sowohl für kurze, als auch wieder für lange Zeiten ergeben sich Abweichungen von einer linearen Beziehung $\sigma - \ln t$. Aus dem Abknickpunkt für lange Zeiten ergibt sich die innere Spannung [71]. Bei dieser Bestimmung ist in Gl. 7 vorausgesetzt, daß sowohl die Aktivierungsfläche A , als auch die Dichte der beweglichen Versetzungen ρ_m und die innere Spannung während der Relaxation konstant sind. Ob diese drei Voraussetzungen gemacht werden können, wird in 4.1 und 4.3 behandelt werden. Bei der Stufenrelaxations-Methode ist die Einhaltung dieser drei Forderungen wegen der geringen Verformungen und kurzen Zeiten viel eher gegeben.

3. Experimente und deren Ergebnisse

3.1 Versetzungsstrukturen

3.1.1 Erzeugung unterschiedlicher VS

Bei der Erzeugung der VS wurde versucht, durch unterschiedliche Verfahren möglichst im Charakter verschiedene VS zu erhalten, um bei dem anschließenden mechanischen Test beurteilen zu können, welche Kenngröße der VS entscheidend für das Verformungsverhalten ist. Während bei stationärer Verformung die ganze VS im dynamischen Gleichgewicht steht in bezug auf die äußeren Verformungsparameter, ist dies nicht mehr der Fall, wenn die Testbedingungen für Verformung andere sind, als die Bedingungen waren, bei denen sich die VS bildete. Durch Temperatur- oder Legierungseinfluß werden sich die einzelnen VS-Kenngrößen unterschiedlich ausbilden.

Das untersuchte Material war Al 99,99 (Raffinal). Dieses wurde durch Flachwalzen in Ausgangsgeometrie gebracht und anschließend bei 550° C 1/2h rekristallisiert. Dabei ergab sich eine mittlere Korngröße von ca. 1/2 mm. Einflußgrößen zur Erzeugung der VS waren:

a) Verformung, b) Wärmebehandlungen und c) Legierungszusätze.

a) Zur Hauptverformung diente eine Flachwalze. Die Walzstichgrößen betrugen je ca. 10 %. Die Verformung fand wechselsinnig statt. Die Gesamtverformung variiert zwischen 10 bis 90 % technischer Verformungsgrad ϵ o. Die Arbeit bezieht sich also nur auf relativ hohe Verformungszustände. Die Enddicke war stets 1 mm. Verformt wurde bei der Temperatur des flüssigen Stickstoffes 77K, bei Raumtemperatur und bei 623K. Die Temperaturangaben sind nicht exakt, da während der Verformung Erwärmung bzw. Abkühlung

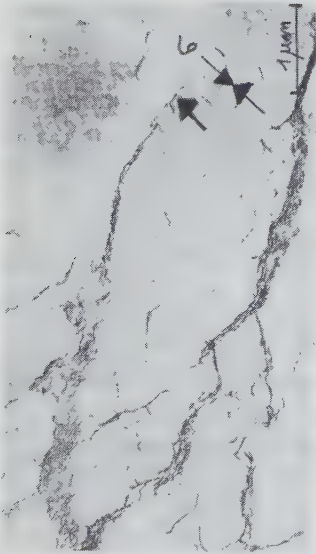
stattfinden konnte. Die Proben wurden in einem Rezipienten auf Temperatur direkt vor den Walzspalt gebracht. Nach einem Walzstich wurden die Proben wieder auf Ausgangs-Temperatur gebracht. Die Wärmeführung soll hier als unkritisch angesehen werden, da sie bei der anschließenden Beurteilung der VS ohne direkten Einfluß ist.

- b) Verschiedene Walzzustände wurden bei einigen Temperaturen und verschiedenen Zeiten Glühungen unterworfen. Ziel dieser Glühung war das Auftreten von Subkornwachstum. Subkornwachstum wird als Keimbildungsmechanismus für Rekristallisation angegeben, Hu [72]. Bei ihm sollten sich also große Zellen mit großem Orientierungsunterschied bilden, vgl. Holm und Hombogen [73]. Dies war auch der Fall, nur fand dieses Wachstum meist örtlich nicht genügend homogen statt, so daß bei der anschließenden Testverformung die Fließspannung keinem Element der VS eindeutig zugeordnet werden konnte.

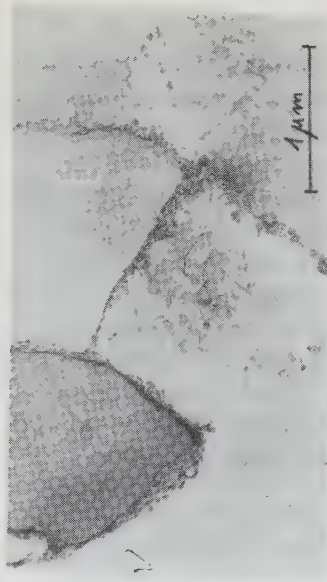
Das Subkornwachstum beruht offenbar auf zwei Mechanismen. Eine Möglichkeit ist die Auflösung von Zellgrenzen durch Vernichtung von Versetzungen in den Grenzen, nach Hu [72] Koalescenz genannt und von Bay [74] im TEM direkt beobachtet. Diese Zellgrenzauflösung findet homogen über die Probe statt. Die Zellen waren auch nach den hiesigen Glühungen größer, die Versetzungsdichte in vielen Zellgrenzen geringer. Die VS gleicht der einer schwächer verformten Probe, Bild 1a,b. Die zweite Möglichkeit eines Subkornwachstums ist durch Wanderung von Zellgrenzen gegeben. Dies ist insbesondere dann möglich, wenn gut ausgebildete Kleinwinkelkorngrenzen vorliegen, wie hier bei stärker verformten Proben. Dies wurde direkt im TEM beobachtet von [42], Kear [75] und Clauer et al. [76] jeweils an Kippgrenzen, ferner von Gleiter [77]. Dabei tritt Wanderung von Zellgrenzverbindungen auf, Li [78] und Miki und Warlimont [79]. Dies zeigt auch Bild 2a auf indirekte Weise. Die Kleinwinkelkippkorngrenzen A und B wachsen durch gegenseitige Verschiebung zusammen und

bilden C, denn in A und B zusammen sind gerade so viele Versetzungen wie in C, wie man durch Auszählen sieht. Hierdurch entsteht ein größeres $\sqrt{\rho}$. In praxi entsteht dadurch häufig ein Duplexgefüge, in dem Gebiete mit starkem Subkornwachstum und Gebiete etwa des Ausgangszustandes nebeneinander vorliegen. Die Bilder 2b und c zeigen das Ergebnis solcher Zellgrenzwanderungen. Ein Votum für Zellgrenzwanderung gibt das Glühverhalten der Al-Fe-Legierung. Deutliche Erholung setzt hier erst oberhalb 300° C ein (vgl. Bild 3), wohingegen sie bei Reinstaluminium schon bei ca. 150° C beginnt. Die Al₃Fe-Teilchen können nur Wandern, kaum aber Auflösung der Grenzen behindern.

Bild 1.
Zellgrenz-
auflösung

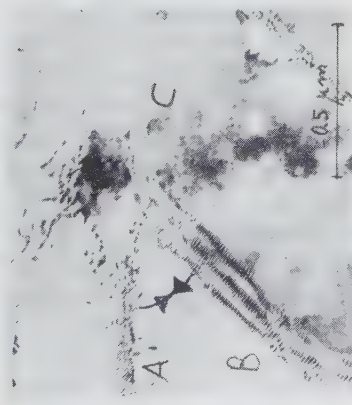


1a Auflösung einer Zellgrenze
Druckspannungsrichtung



1b Stark erhaltener Zustand

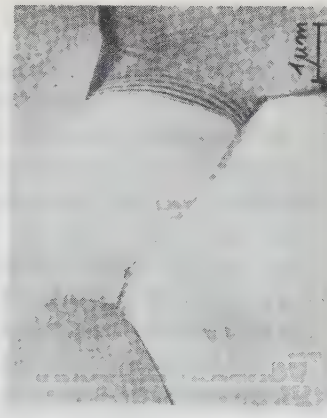
Bild 2. Zellgrenzverschiebung



2a Zusammenwachsen zweier Zellgrenzen



2b Zellgrenzen verschieben sich
in energetisch günstige Lagen



2c Stark erhaltener Zustand

Ferner wurden Behandlungen durchgeführt mit alternierender Verformung und Glühbehandlung. Verformungen zwischen 5 und 10 % ϵ_0 wechselten mit 2 min-Glühungen zwischen 150-300° C ab. Beabsichtigt war, daß die Versetzungen, die während der Verformung im Zellinneren entstanden, jeweils durch die Glühung in die Zellgrenzen wandern und dort den Orientierungsunterschied erhöhen. Dies ist jedoch nicht im gewünschten Maße der Fall, vielmehr nimmt die Versetzungsdichte sowohl im Zellinneren wie auch in den Zellgrenzen durch die Zwischenglühungen ab. Durch Glühbehandlungen läßt sich also die VS nicht allzusehr von ihrer Gleichgewichtsausbildung, welche sie offenbar schon annähernd durch die Verformung erhält, entfernen.

- c) Die dritte Möglichkeit die VS zu beeinflussen besteht in einer Veränderung der Legierungszusammensetzung. Als Mischkristall wurde die Legierung Al 1 Gew% Zn gewählt. Sie wurde selbst aus einer Vorlegierung im Induktionsofen unter Schutzgas erschmolzen. Die Wahl fiel auf diese Legierung, da Zn mit seiner fast gleichen Atomgröße wie Al nur eine sehr geringe Mischkristallhärtung verursacht. Letztere ist ja hier unerwünscht, da nur die Verformungshärtung betrachtet wird. Die geringe Mischkristallhärtung hat aber, wie sich herausstellte, zur Folge, daß auch die VS der des unlegierten Aluminiums sehr ähnlich ist. Entsprechend der geringen Mischkristallhärtung ist d etwas größer und ν^4 etwas geringer als im unlegierten Aluminium. Als Legierung mit Ausscheidungsteilchen wurde Al 0,63 Gew% Fe^{*)} verwendet. Durch unmittelbares Warmwalzen des Gußblockes bei 510° C besitzt sie eine feine Verteilung von kugeligen Al_3Fe - Ausscheidungen (evtl. auch instabiles Al_6Fe), vgl. Furrer und Warlimont [80_7. Diese Ausschei-

*) Diese Legierung (Handelsname Triple E) wurde freundlicherweise von der Fa. Southwire Company, Carrolton, Georgia zur Verfügung gestellt. Sie wird in der Technik als Leitaluminium verwendet wegen ihrer hohen Festigkeit, relativ hohen Bruchdehnung sowie eines niedrigen elektrischen Widerstandes.

dungen und mit ihr die Versetzungsstruktur sind relativ stabil, denn nach einer einstündigen Glühung bis zu 300° C nimmt die Fließspannung nur um 15 % ab (Bild 3).

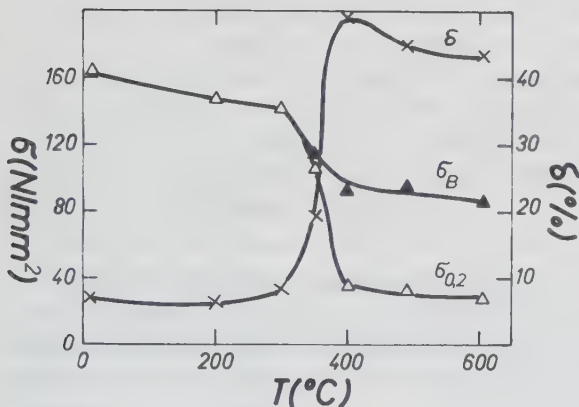


Bild 3 Verformungskenngrößen von Al 0,63 Gew% Fe nach einer 1stündigen Glühung bei T.

Die Al_3Fe -Ausscheidungen sind zwar nicht sehr homogen verteilt, aber ihr mittlerer Abstand von ca. $0,5 \mu m$ liegt gerade so, daß er bei Verformung die Zellgröße beeinflusst. Ein weiterer Vorteil dieser Legierung besteht in der sehr geringen Löslichkeit von Fe in Al, nach [80] nur maximal 0,026 Gew% im Gleichgewicht bei RT. Dementsprechend ist auch die Mischkristallhärtung sehr gering. - Bei Verformung bildeten sich recht kleine, gut ausgebildete Zellen aus, bis hinab zu $0,25 \mu m$ Durchmesser bei verhältnismäßig geringem Orientierungsunterschied, vgl. Bild 6. Die Ausscheidungen sind hier wegen ihrer Kleinheit kaum zu sehen.

3.1.2 Meßverfahren der VS

Bevor auf Ergebnisse eingegangen wird, sollen die quantitativen Bestimmungsmethoden der Versetzungsstruktur erläutert werden. Als Meßgrößen wurden bestimmt die Versetzungsdichte ρ , die Zellgröße d und der Orientierungsunterschied $\Delta\theta$. Alle drei Größen wurden dem elektronischen Durchstrahlungsbild entnommen. Zu diesem Zweck wurden die Proben auf 0,2 mm herabgeschliffen und dann in einer elektrolytischen Dünnungsapparatur der Fa. Fishione auf Durchstrahlbarkeit herabgedünnt. Der Elektrolyt war Methanol: Salpetersäure wie 3:1, die Spannung betrug 10 V. Vorversuche zeigten, daß Änderungen der VS vom Schleifen her durch das anschließende elektrolytische Abtragen der Oberflächenschichten beseitigt wurden. Bei relativ stark verfestigten Proben geht die Schleifeinwirkung ohnehin nicht so tief ins Material, v. Heimendahl [81]. Als Elektronenmikroskop diente ein Gerät von Siemens (Elmiskop IA) bei einer Beschleunigungsspannung von 100 kV. /

Die Versetzungsdichte wurde hier nach der Linienschnittmethode [7] mit einem quadratischen Raster bestimmt. Als mittlere Foliendicke wurde 0,2 μm angenommen.*) Da nach 2.1.1 mit stärkeren Verlusten zu rechnen ist, zeigt das Ergebnis lediglich den Gang von ρ an und nicht Absolutwerte. Immerhin sind die Versetzungsverluste bei höheren Versetzungsdichten, wie hier der Fall, relativ gering, da durch stärkere Vernetzung die Versetzungsanordnung stabiler wird. Es wurden nur Gebiete in guter Kontrastlage fotografiert.

Die Zellgröße wurde ebenso mit der Linienschnittmethode ermittelt. Die Bestimmung von d ist unproblematisch, da Zellgrenzen bei einigermaßen guter Kontrastlage fast immer zu identifizieren sind. Auch ist nicht mit Verlusten nach dem Walzen zu rechnen.

*) Eine genaue Dickenbestimmung mit Laufspuranalyse [81] war meist nicht möglich, ebenso, bei mangelnder Probenkippvorrichtung, eine Methode, welche v. Heimendahl [82] beschrieb.

Der Orientierungsunterschied zwischen zwei Zellen wurde aus dem Abstand r der Versetzungen in den Zellgrenzen bestimmt, z.B. Bild 15. Dies war möglich, da bereits bei geringem Verformungsgrad sich gut ausgeprägte Kleinwinkelkorngrenzen bildeten. ν^ℓ ergab sich aus $\sin \nu^\ell = b/r$, wobei $b = 2,86 \text{ \AA}$ der Burgers-Vektor in $a/2 \langle 110 \rangle$ ist. Es wurden nur solche Zellgrenzen berücksichtigt, die etwa parallel in der Folie lagen, um Projektionseffekte zu verringern. Wie in Bild 4 ersichtlich, bestehen bei jedem einzelnen Walzzustand ziemlich starke Streuungen der Winkelwerte der einzelnen Zellgrenzen. Deshalb wurde der Mittelwert im linearen Wahrscheinlichkeitspapier ermittelt und der Bereich, in dem 67 % aller Meßwerte liegen als Fehlerbalken angegeben, Bild 5.

Um eine zweite unabhängige Bestimmungsmethode für ν^ℓ zu besitzen, wurde vergleichsweise an zwei Proben der Orientierungsunterschied zweier Zellen aus Verschiebung der Kikuchi-Linien im elektronenoptischen Beugungsbild bestimmt. Das Verfahren ist im Anhang beschrieben. Das Ergebnis zeigt für einen Mittelwert aus sieben Messungen nur eine Abweichung von etwa 20 % der beiden Verfahren und somit recht gute Übereinstimmung.

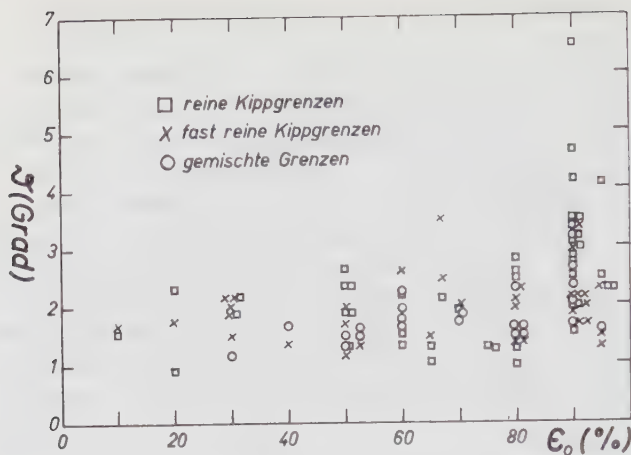


Bild 4 Orientierungsunterschied je zweier Zellen nach Walzverformung bei RT für Al.

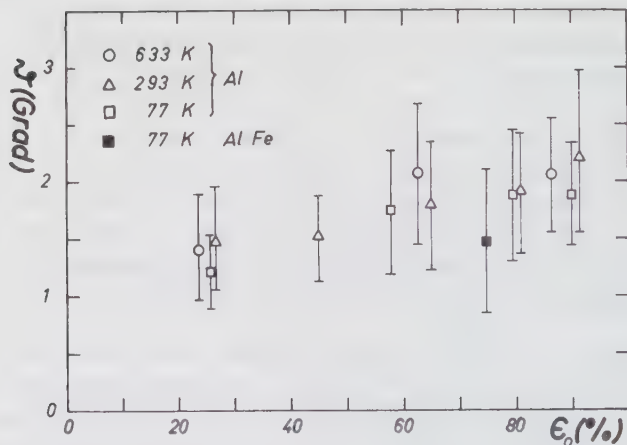


Bild 5 Mittelwert von Δ (im linearen Wahrscheinlichkeitspapier) nach Walzverformung bei verschiedenen T. Fehlerbalken zeigt 67 %ige Sicherheit an.



Bild 7
Al
Flachschnitte
T ↔ Eo

Bild 6
Al Fe
Längsschnitt

7a 10% 633 K

7b

60%

293 K

7c

80%

77 K

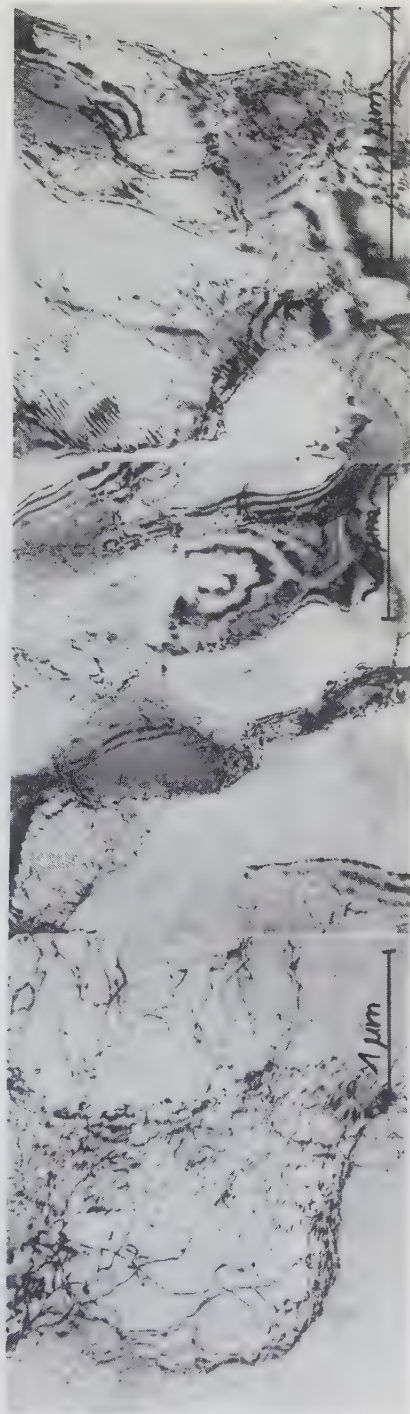
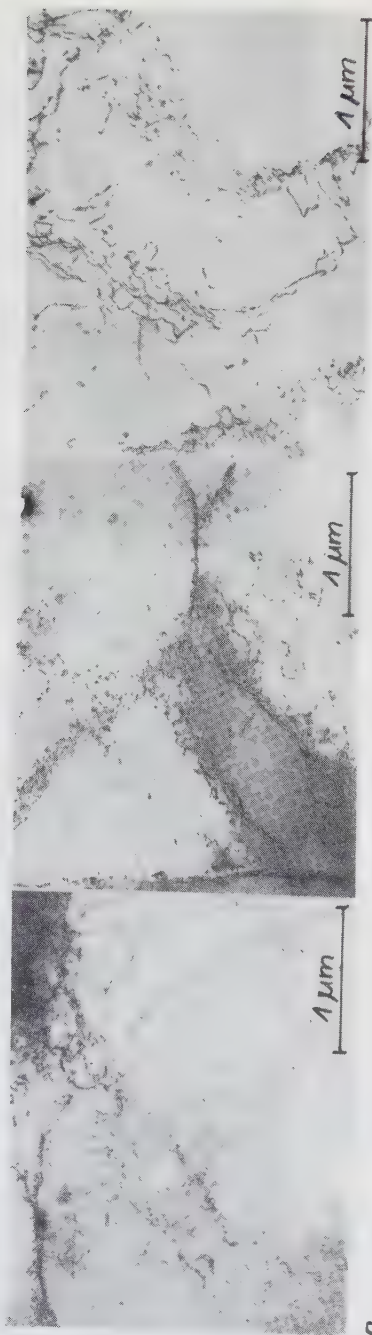


Bild 8 Al Längsschnitte $\rightarrow \epsilon_0$ $\rightarrow T$

10%



8a

77 K

8b

293 K

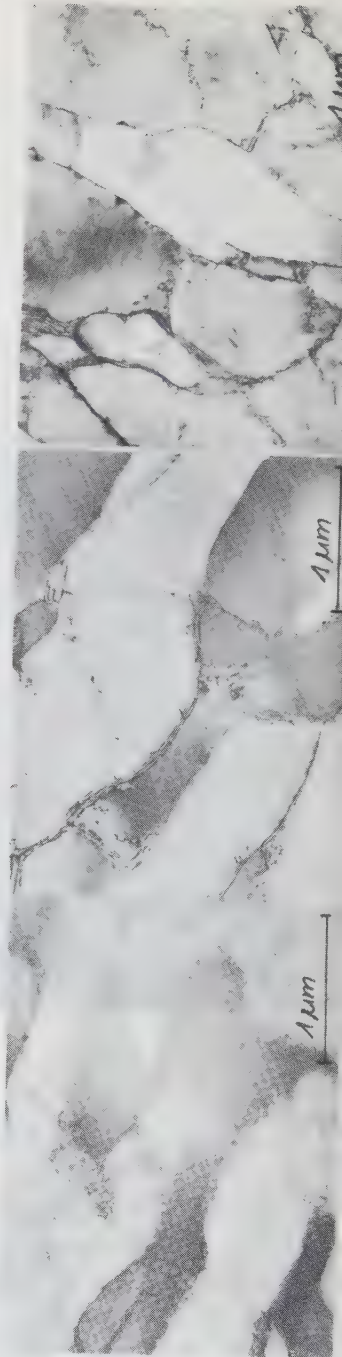
8c

633 K

-24-

8f

70%



8d

8e

3.1.3 Ausbildung der VS

Im folgenden soll der Einfluß der Verformungsparameter, nämlich Verformungsgrad ϵ , -geschwindigkeit $\dot{\epsilon}$ und -temperatur T , auf die Versetzungsstruktur betrachtet werden. Die Bilderreihen 7 (Flachschnitte) und 8 (Längsschnitte) bringen einige charakteristische Zustände der VS in Abhängigkeit von ϵ_0 und T .

Zunächst bildete sich bei kleinem ϵ ein Versetzungsdickicht aus. Bis $\epsilon_0 = 40\%$ nimmt ρ linear bei RT mit dem Walzgrad in Gebieten zu, in denen sich noch keine Zellen bildeten. Bild 9. Diese lineare Zunahme ist schon öfter in der Literatur gefunden worden, [23, Al_7 und [60, Cu_7. Ab $\epsilon_0 = 20\%$ bilden sich aber vereinzelt die ersten Zellwände. Diese Zellwandbildung ist bei $\epsilon_0 = 40\%$ in fast allen Gebieten abgeschlossen. ρ im Zellinneren ist dann niedriger und sinkt sogar noch mit weiterer Verformung ab. Bild 10. Offenbar können sich Versetzungen, die im Zellinneren erzeugt wurden, mit steigendem ϵ leichter in Zellgrenzen einbauen, da letztere immer größere Ordnung erhalten.

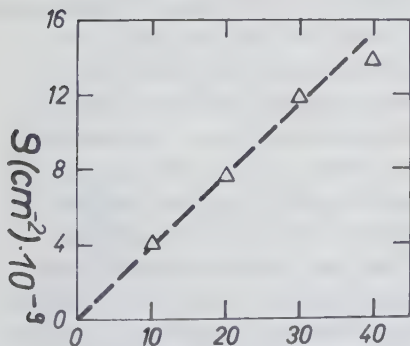


Bild 9 Lineare Zunahme der Versetzungsdichte (ohne Zellbildung) mit der Walzverformung.

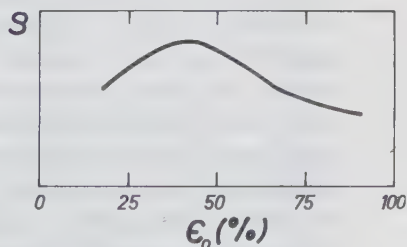


Bild 10 Verlauf der Versetzungsdichte im Zellinneren mit der Walzverformung.

Die Zellgröße nimmt, sobald sich überhaupt Zellen ausgebildet haben, mit ε ab, Bild 11. Bei sehr hohen Verformungsgraden von etwa $\varepsilon_0 = 80\%$ bei RT hat sich eine stationäre, also im dynamischen Gleichgewicht sich befindliche Zellgröße ausgebildet. d ist in Richtung der Blechnormalen d_n um ca. den Faktor 2 kleiner als in Walzrichtung d_l . Beide Größen wurden im Längsschliff ermittelt. Im Flachschiiff ergeben sich etwas kleinere mittlere Zelldurchmesser als d_l , obwohl hier die Zellgröße in Längs- und Querrichtung fast gleich ist. Das Achsenverhältnis der Zellen ist fast unabhängig vom Walzgrad, Bild 11. Es findet also bei Verformung keineswegs eine Längung der Zellen analog der der Körner statt, vgl. [-15_7]. In Bild 12 ist die Abnahme der Zellgröße für verschiedene Walztemperaturen gezeigt.

Der Orientierungsunterschied nimmt im Laufe der Verformung zu. Bilder 4 und 5. Hierbei wird die Ordnung in der Zellgrenze immer größer, so daß schließlich exakte Kleinwinkelkorngrenzen vorliegen. Zunächst liegen Zellwände einer gewissen Dicke vor, bestehend aus einem Versetzungsdickicht oder aber aus etwa parallel liegenden Versetzungen in relativ großen und wechselnden Abständen. Eine solche Versetzungsanordnung wurde nur dann als Zellwand betrachtet, wenn der aus ihr sich ergebende Winkelunterschied $> 45'$ betrug. Ob ν ebenso wie d bei hohem ε Stationarität erreicht, kann wegen der großen Streuung nicht gesagt werden. - Betrachtet werden hier nur Zellgrenzen, die flach in der Walzprobe liegen, deren gegenseitiger Abstand ja am geringsten ist und die somit den Laufweg der Versetzungen begrenzen, so daß ihr Einfluß auf die Festigkeit den der zu ihnen senkrechten Grenzen überwiegen dürfte. Diese Zellgrenzen, deren Versetzungsabstände im Flachschiiff bestimmt wurden, besitzen ein deutlich höheres ν als Grenzen, die senkrecht in der Flachprobe liegen. Die Versetzungsdichte in den einzelnen Zellgrenzen wächst also mit abnehmendem Abstand der Grenzen an gemäß dem allgemeinen Befund: kleines d , großes ν . Dies fand auch [-20_7]. -

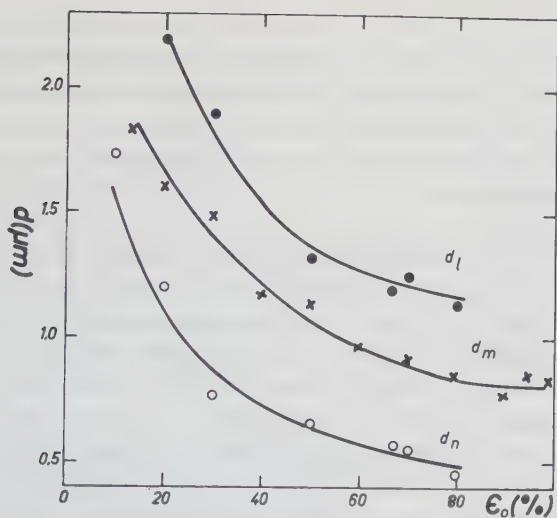


Bild 11 Abnahme der Zellgröße mit der Walzverformung bei RT.

d_n = parallel zur Blechnormale, d_l = in Walzrichtung, beide aus Längsschnitt. d_m = Mittelwert aus Flachschnitt.

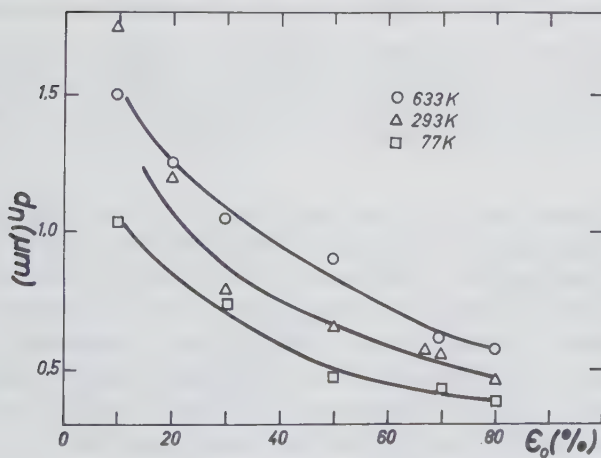


Bild 12 Zellgröße in Blechnormalen-Richtung als Fkt. der Walzverformung und der -Temperatur.

Auch in einzelnen Zellgrenzen verändert sich der Versetzungsabstand örtlich oft stärker. Im Extremfall lagen 2 bis hinauf zu 8 Versetzungen pro $0,1 \mu\text{m}$ nebeneinander. Bild 13. In den Bildern 14 und 15 sind ein hexagonales Versetzungsnetzwerk bzw. Zellgrenzen aus parallel liegenden Stufenversetzungen wiedergegeben.

Der Einfluß der Verformungsgeschwindigkeit auf die VS ist bei tiefen Temperaturen nur schwach. Ein direkter Einfluß der Walzstichgröße, also der Verformungsgeschwindigkeit, konnte experimentell hier nicht nachgewiesen werden. Lediglich indirekt zeigt er sich in einer mit der Walzstichgröße gering zunehmenden anschließend geprüften Fließspannung des Materials. Dieser Tatsache entsprechend wies auch [22] bei einer Erhöhung von $\dot{\epsilon}$ um den Faktor 10^7 eine Abnahme von d um den Faktor 2 nach. Eine starke Erhöhung von $\dot{\epsilon}$ erzeugt ein stärkeres Versetzungsdickicht und die Anzahl von Versetzungsringen (wohl kondensierter Leerstellen) steigt stark an. Bild 16. Hohe Verformungsgeschwindigkeiten wurden hier mit Hilfe eines Pendelschlagwerkes verwirklicht. Der Hammer schlug mit einer Energie von einigen 10 Nm und mit einer Fläche von ca. 40 mm^2 auf ein Al-Blech und verformte dies z.B. um $\epsilon_0 = 50 \%$. Der Einfluß z.B. der Leerstellenringe auf die Fließspannung des Materials konnte mangels geeigneter Testproben wegen der zu geringen Material-Dimensionen nicht ermittelt werden.

Die Verformungstemperatur besitzt wieder stärkeren Einfluß auf die Ausbildung der VS. Einerseits verfestigt das Material mit steigendem T geringer, andererseits verändert sich auch der Charakter der sich ausbildenden VS. Mit steigendem T wird die Zellbildung schärfer, d.h. Kleinwinkelkorngrenzen trennen relativ versetzungsfreie Gebiete vgl. z.B. 8d bis f. Bei einem bestimmten ϵ sind zwar mit steigendem T die Zellen noch größer und dementsprechend die

Zellwände noch nicht so scharf ausgebildet, vergleicht man aber Proben etwa gleicher Zellgröße, so zeigt sich, daß der Ordnungsgrad der Zellgrenzen und der Orientierungsunterschied mit T ansteigen. Tabelle 1 zeigt, daß Proben mit steigendem T zwar erst bei höherem ξ_0 gleiches $\sigma_{0,2}$ und etwa gleiches d erhalten, dann aber ein höheres ν besitzen.

Tab. 1	$\sigma_{0,2}$ (N/mm ²)	ξ_0 (%)	T (°C)	ν (Grad)	d (µm)
	90	50	+360	2,1	0,82
	90	30	-196	1,3	0,75
	100	70	+360	2,3	0,62
	100	50	-196	1,7	0,55

Niedriges T wirkt ähnlich wie hohes ξ , da beide entsprechend der Verformungsgleichung

$$\text{Gl. 9} \quad \dot{\epsilon} \propto \sigma^n \cdot \exp(-Q/kT)$$

(n = Spannungsexponent) eine Fließspannungserhöhung zur Folge haben. Zugleich werden beidemale thermisch aktivierte Prozesse benachteiligt, und somit wird "Erholung" zu einer gut ausgebildeten Zellstruktur eingeschränkt.

Korngrenzen wirken als echte Grenzflächen für die Ausbildung der VS. Zellgrenzflächen enden an ihr, da im Nachbarkorn die Orientierung gänzlich anders ist. Bild 17.

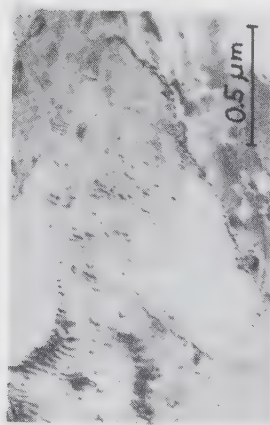


Bild 13 Sich stark ändernder Vers.-Abstand in einer Zellgrenze

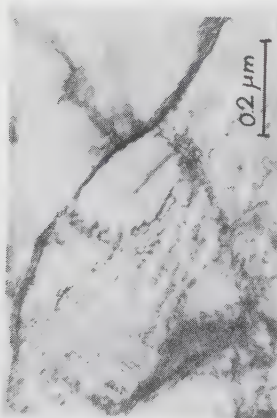


Bild 14 Hexagonales Vers.-Netzwerk

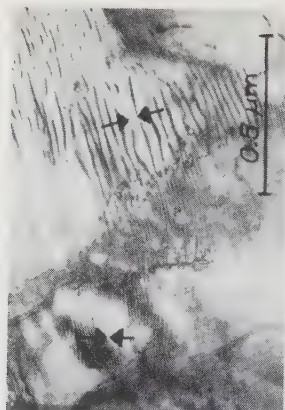


Bild 15 Grenzen aus parallelen, Stufenversetzungen

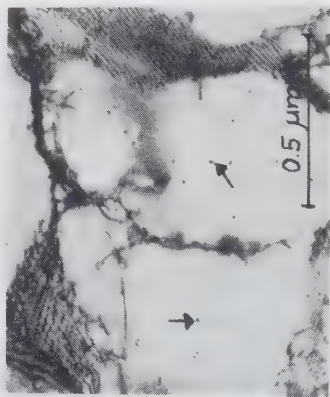


Bild 16 Versetzungsringe

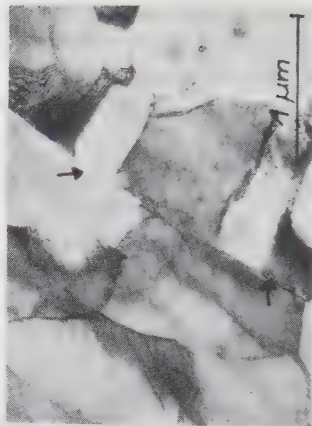


Bild 17 Korngrenze als echte Grenze für die Vs

3.2 Testverformung

3.2.1 Zugversuch und Härtemessung

Da Messung der Fließspannung während des Walzens nur bedingt möglich ist, und andererseits der Verformungsgrad im Zugversuch durch Bruch begrenzt ist, wurde hier anschließend an die Walzverformung die Fließspannung im Zugversuch bestimmt. Sicher ist die Fließspannung im einachsigen Zug eine andere als diejenige im mehrachsigen Spannungszustand im Walzspalt, vgl. Mecking [83]. Die beiden Spannungen sollten aber proportional sein.

Die Zugproben, deren Zugachse in Walzrichtung lag, hatten einen Querschnitt von $1 \times 8 \text{ mm}^2$ und eine Meßlänge von 32 mm, sie entsprechen also einem langen Proportionalstab. Die Abzugsgeschwindigkeit der 10 t Prüfmaschine der Fa. Zwick entsprach einer Verformungsgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_0$ von $0,5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Für jeden Zustand waren 4 Proben vorhanden. Verformt wurde bei Raumtemperatur. Bild 18 zeigt die Ergebnisse. Aufgetragen ist doppelt logarithmisch die $\sigma_{0,2}$ -Fließgrenze gegen die wahre Dehnung ϵ beim Walzen. Aus dem Anfangsteil der Kurven ergibt sich der öfter gefundene Zusammenhang

$$\sigma_{0,2} \propto \epsilon^{1/2}$$

vgl. auch [60, Cu], Endo et al. [84, Al] und Jones und Konrad [85, Ti]. In Bild 19 sind die RT-Werte nochmals gegen ϵ_0 aufgetragen. Man sieht deutlich, wie der Verfestigungskoeffizient $\partial \sigma / \partial \epsilon_0$ mit steigendem ϵ_0 kleiner wird. Zusätzlich ist die Bruchspannung σ_B eingetragen, welche nur wenig höhere Werte als $\sigma_{0,2}$ aufweist. Zur Beleuchtung des Textureinflusses sind auch $\sigma_{0,2}$ -Werte von Proben eingezeichnet, deren Zugachse diesmal senkrecht zur Walzrichtung liegt. Die Differenz der beiden $\sigma_{0,2}$ -Werte ist ein Maß für die Bedeutung der Textur, vgl. 4.5. Außerdem sind Meßwerte der inneren Spannung eingezeichnet, vgl. 3.2.2.

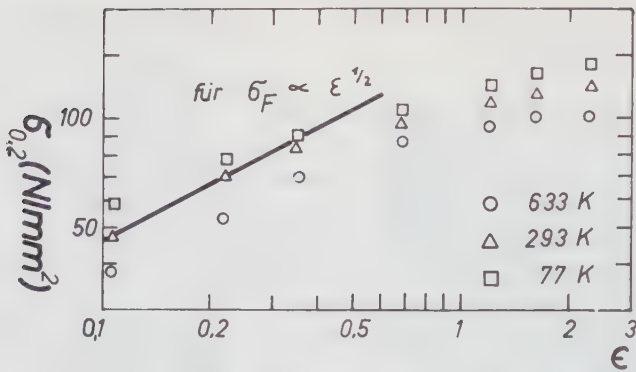


Bild 18 $\sigma_{0,2}$ -Grenze im Zug nach Walzverformung bei verschiedenen T.

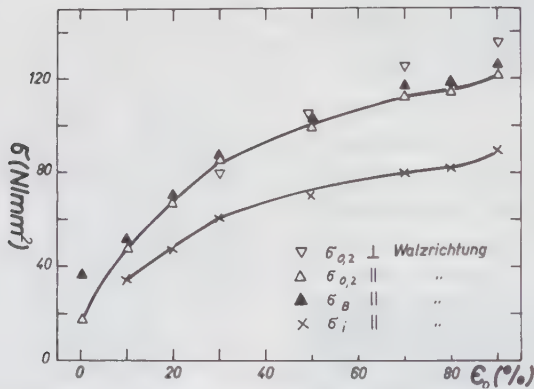


Bild 19 Spannungswerte im Zug für RT-gewalzte Proben.

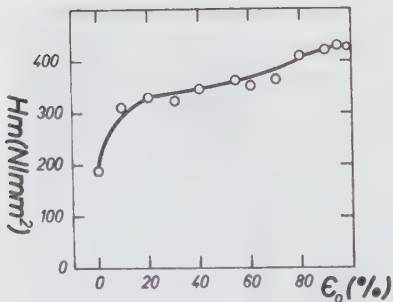


Bild 20 Mikrohärtigkeit als Fkt. von ϵ_0 bei RT

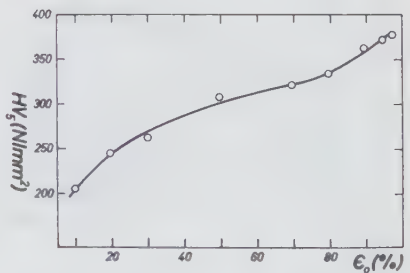


Bild 21 Vickershärtigkeit als Fkt. von ϵ_0 bei RT

Da in die $\bar{\sigma}_{0,2}$ -Fließspannung nicht allein die VS eingeht, sondern auch die Textur, wurde an den RT-verformten Proben die Mikrohärtigkeit an (100)-Flächen gemessen und somit der Textureinfluss ausgeschaltet. Mittels einer Ätzlösung aus HCl und HNO_3 konnten (100)-Flächen anhand von symmetrischen Ätzgrübchen identifiziert werden, an welchen dann die Mikrohärtigkeit Hm mit einer Last von $5 \cdot 10^{-4}$ N gemessen wurde. Mindestens 10 Messungen bilden einen Mittelwert. Das Ergebnis in Bild 20 zeigt einen analogen Verlauf, wie den der $\bar{\sigma}_{0,2}$ -Fließspannung. Allein oberhalb $\bar{\epsilon}_0 = 80\%$ zeigt Hm entsprechend der Stationarität der VS Konstanz.

Bei Messung der Vickershärte ist der Härteanstieg bis zu den höchsten Verformungsgraden wieder (wie bei der Fließspannung) ausgeprägter, da die Texturausbildung nicht ausgeschaltet werden kann. Bild 21.

Bei den in Kap. 3.1.1.b erwähnten Proben zeigte sich der schon bei Erdmann-Jesnitzer [86_7] geschilderte Effekt: Proben mit einer Glühbehandlung, anschließend an die Verformung, zeigen eine höhere Bruchdehnung (bei gleicher $\bar{\sigma}_{0,2}$ -Grenze) als solche, die nur verformt waren, Bild 22. Dieser Effekt wurde von Knoch [87_7] so gedeutet, daß bei den geglühten Zuständen eine gut erholte VS vorliegt und diese erst durch Verformung mit einem Versetzungsdickicht wieder "aufgefüllt" werden muß.

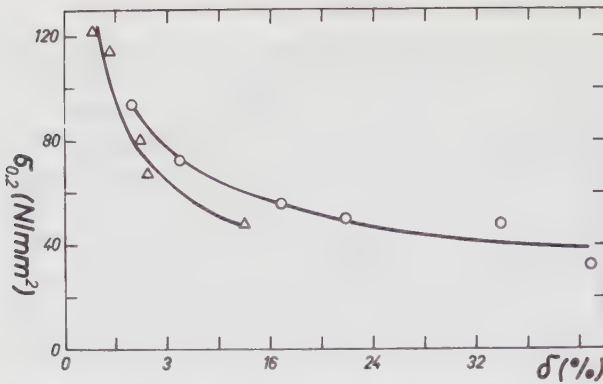


Bild 22 Bruchdehnung als Fkt der $\sigma_{0,2}$ -Grenze für nur verformte Δ und für verformte und teilerholte Zustände $\circ$.

3.2.2 Relaxation

Wie sich in 2.2.2 ergab, ist die Methode der Stufenrelaxation am sichersten zur Bestimmung der inneren Spannung. Ausgehend von der Fließspannung wurde die äußere Spannung stufenweise erniedrigt, bis die Spannung gefunden war, bei der die Verformungsgeschwindigkeit der Probe und somit die gemessene Zugkraftänderung bei ruhendem Abzugsbalken Null war, Bild 23.f.

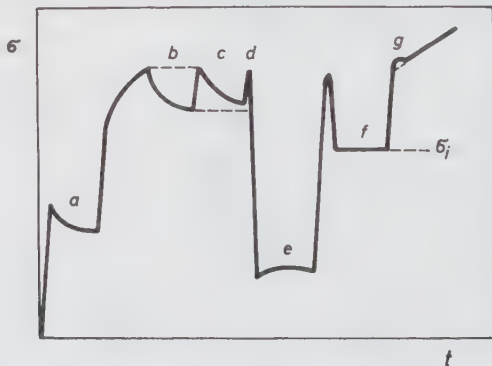


Bild 23 Schematischer σ - t Verlauf für verschiedene Versuchsführungen (vgl. Text).

Zwischen jeder Stufe wurde erneut die Fließspannung angefahren, um gleiche Ausgangsbedingungen zu haben, Bild 23d. Diese durch Interpolation recht genau bestimmbare Spannung entspricht dann der inneren Spannung im Material, welche unmittelbar mit der VS zusammenhängt. Das Ergebnis zeigt, daß bei allen erzeugten Versetzungsstrukturen die innere Spannung stets 70-75 % der Fließspannung bei RT beträgt, Bild 24. Die innere Spannung bei anderen Temperaturen als bei RT zu messen, erwies sich als recht schwierig. Bei Temperaturen oberhalb 420 K zeigte sich bei Aluminium bei den anliegenden Spannungen und den nötigen Zeiten deutliche Erholung. Dazu kommt die Schwierigkeit absoluter Temperaturkonstanz und der Wärmeabführung durch das Gestänge, was sich besonders bei 77 K als kritisch erwies. Das Verhältnis von σ_i/σ_F sollte nach den vorliegenden Messungen in grober Näherung bis etwa 500 K konstant bleiben. Bei 77 K ist es kleiner als bei RT.

Neben der Stufenrelaxation sollte auch die Langzeitrelaxation zur Ermittlung der inneren Spannung herangezogen werden. In eine kompakt gebaute Dehnungsapparatur mit kurzem Gestänge wurde ein Kraftmeßring mit einem induktiven Wegegeber eingebaut. Der Wegegeber wurde mit einer sehr konstanten elektrischen 6 V Spannung gespeist. Mit dieser Meßanordnung wurde die Relaxation von der Fließspannung ausgehend bis zu 60 h lang bei RT verfolgt. Innerhalb dieser Zeiten waren sowohl die elektrische Drift des Wegegebers als auch Effekte durch Temperaturschwankungen deutlich kleiner als der Meßeffect selbst. Die restlich anliegende Spannung lag jedoch meist noch deutlich über der inneren Spannung, wie sie bei der Stufenrelaxation ermittelt wurde. Nebeneffekte, wie Einschnürung stark verformter Proben, verfälschten gelegentlich die Messung. Die Methode der Langzeitrelaxation erwies sich somit als nicht geeignet, das Ergebnis der Stufenrelaxation bestätigen zu können.

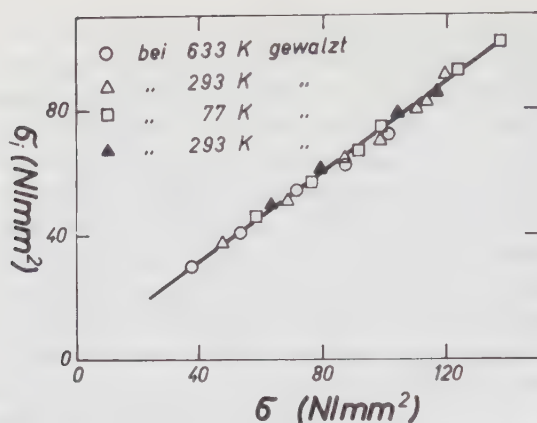


Bild 24 Die innere Spannung bei RT als Fkt. der momentanen Fließ- bzw. elastischen Spannung für verschiedene Versetzungsstrukturen. ○△□ plastischer, ▲ elastischer Bereich.

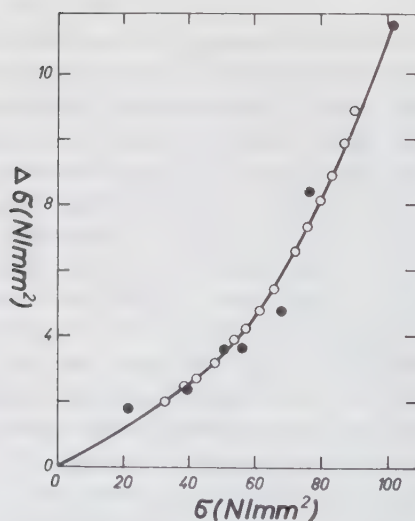


Bild 25 Spannungsreduktion $\Delta\sigma$ nach 5 min Relaxationsdauer als Fkt. der Ausgangsspannung. ○ plastischer, ● elastischer Bereich.

Mit Hilfe der Langzeitrelaxation konnte aber gezeigt werden, daß bereits im elastischen Bereich bei einer bestimmten äußeren Spannung die Anordnung der beweglichen Versetzungen und die derjenigen, die die innere Spannung erzeugen, die gleiche sein muß wie bei einem Verformungszustand im plastischen Bereich (vgl. 4.2.3). Der Relaxationsverlauf ist nämlich erfahrungsgemäß unabhängig davon, ob die Ausgangsspannung der Relaxation im elastischen oder plastischen Verformungsbereich liegt. Jeweils identische Relaxationskurven lassen sich aber nur durch gleiche Höhe der beweglichen Versetzungsdichte und gleiche innere Spannungsfelder erreichen, wie man leicht überlegt. In Bild 25 ist für Al 0,63 Gew.% Fe die Spannungsreduktion nach jeweils 5 min Relaxationsdauer gegen die Ausgangsspannung aufgetragen. Die Werte für elastische (jeweils eine neue Probe) und plastische (nur eine Probe) Verformungszustände decken sich.

3.2.3 Erholungsmessungen

Diese Versuche wurden durchgeführt, um das Ausmaß einer möglichen Erholung der Versetzungsstruktur nach der Verformung zu ermitteln. Ein direkter Nachweis mit TEM scheidet aus, da die nötige Präparation zu lange dauert und Fehlerquellen einschließen würde. Deshalb erfolgt der Nachweis einer Erholung indirekt über Verformungseigenschaften. Da die Verformungsgeschwindigkeit bei einem Versuch mit konstanter Spannung stärker als die Fließspannung im Zugversuch auf eine Erholung der VS reagiert (wegen des hohen Spannungsexponenten), wurde erstere Versuchsführung gewählt. Hierzu wurde eine Kriechapparatur, wie sie bei Haußelt [88] beschrieben ist, benutzt. Runde Zylinderproben mit einem Durchmesser von 5 mm und einer Höhe von 6,5 mm wurden mit ihr bei RT und bei 200° C verformt. Nach einem gewissen ε wurde die Probe unterschiedlich stark 15 min lang entlastet, so daß die Verformung bei RT stets zum Stillstand kam. Hierbei konnte Erholung stattfinden. Als Maß für die Erholung während des Entlastens $-\Delta\varepsilon$ diente diejenige Verformung $\Delta\varepsilon$,

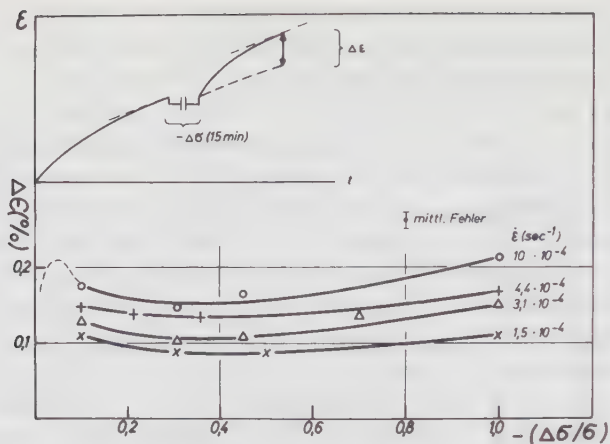


Bild 26 Erholungsgrad $\Delta\epsilon$ während Teilentlastung (15 min) als Fkt. der Entlastung $-\Delta\sigma/6$ und der Verformungsgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$ bei RT. Die obere Schema-Kurve zeigt die Ermittlung von $\Delta\epsilon$ im Kriechversuch.

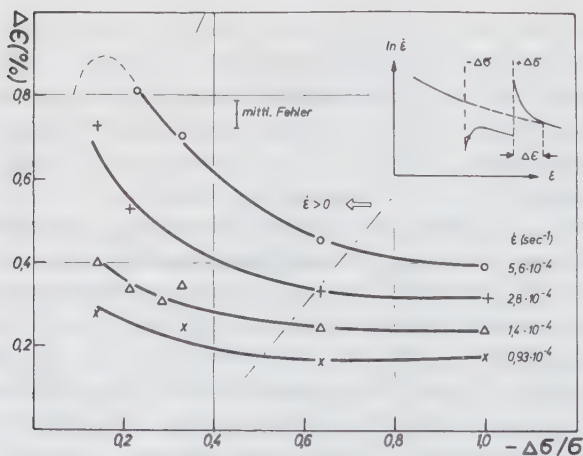


Bild 27 wie 26, nur bei 473K. Die Schema-Kurve zeigt in einer anderen Auftragung den Kriechverlauf. Während der Teilentlastung findet Verformung statt.

die nötig war, um bei Anlegen der ursprünglichen Kriechspannung wieder auf die alte Verformungsgeschwindigkeit zu kommen, vgl. Bild 26 für RT. Ein ähnliches Verfahren benutzten auch Raymond und Dorn [789]. Diese Verformung betrug nur etwa 0,1 % bei RT, Bild 26. Die Meßpunkte sind jeweils Mittelwerte aus ca. 5 Einzelwerten. Die Erholung ist umso stärker, je höher die vorherige Verformungsgeschwindigkeit war. Dies fand auch [720]. Bei $-(\Delta\epsilon/\epsilon) = 0,3$ - also bei einer Spannung während der Erholung, die der inneren Spannung entspricht - ist minimale Erholung festzustellen (rechts im Bild ist völlige Entlastung). Im gestrichelten Kurventeil links im Bild fand noch Verformung während der Teilentlastung statt.

In Bild 27, in dem die Ergebnisse für 200°C eingetragen sind, fand in der ganzen linken Bildhälfte noch Verformung bei Teilentlastung statt. Der Kriechverlauf ist schematisch in der Skizze angegeben. Die Erholung $\Delta\epsilon$ ist bei 200°C allgemein stärker, insbesondere dann, wenn gleichzeitig Verformung stattfand. Daraus ist ersichtlich, daß dynamische Erholung (also Erholung während Verformung) stärker als statische Erholung wirkt. Auf diese Tatsache wiesen auch Bullen und Hutchison [790] und [715] hin.

Im Zugversuch wurden noch vergleichsweise Erholungsmessungen durchgeführt. Als Maß für die Erholung diente hier die Fließspannungsabnahme nach Teilentlastung. Variiert wurde der Entlastungsgrad und die Entlastungsdauer. Trotz des geringen Meßeffektes wurde der gleiche Kurvenverlauf wie bei den Kriechversuchen gefunden, Bild 28. Mit der Erholungszeit nimmt der Meßeffekt zu, und zwar etwa mit $(\ln t)$, analog dem Zeitgesetz für Relaxation.

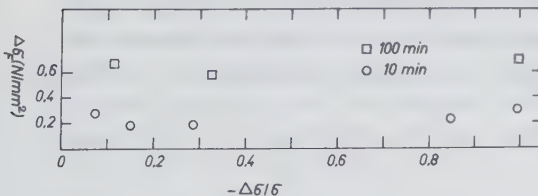


Bild 28

Fließspannungsabnahme $\Delta\sigma_F$
nach Teilentlastung $-\Delta\epsilon/\epsilon$
für verschiedene Zeiten
bei RT im Zugversuch.

3.3 Beziehungen der Versetzungsstruktur zum mechanischen Verhalten

Die Beurteilung, welchen Einfluß die jeweiligen Charakterisierungsgrößen der VS auf die Fließspannung besitzen, wurde bei RT untersucht. Die Gültigkeit einer linearen Zunahme von σ mit ε , solange sich im entsprechenden Gebiet keine Zellgrenzen bilden, ebenso wie die Proportionalität zwischen σ_F und $\varepsilon^{1/2}$ wurden schon gezeigt. Aus diesen beiden Befunden ergibt sich der weitverbreitete Zusammenhang

$$\text{gl. 11} \quad \sigma_i \propto \sigma_F = \alpha G b \rho_v^{1/2} \quad ; \text{Bild 29}$$

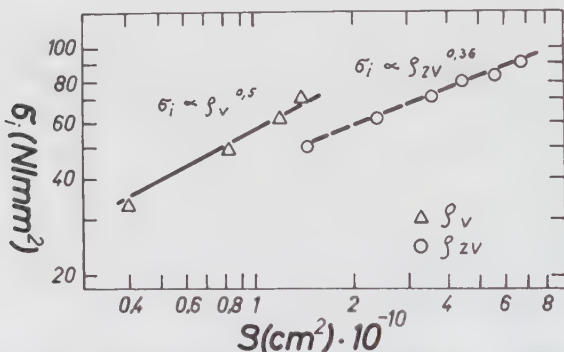


Bild 29 Zunahme der inneren Spannung mit der Versetzungsdichte ohne Zellbildung ρ_v und der aufs Volumen umgerechneten Vers.-dichte in Zellgrenzen ρ_{zv} .

Die Fließspannung wird also durch die Versetzungsdichte bestimmt. Inwieweit auch die Versetzungsdichte im Zellinneren, also bei Vorliegen einer Zellstruktur, noch bei hohen Verformungsgraden zur Fließspannung beiträgt, wurde wie folgt geprüft: Al-Proben, 95 % bei RT gewalzt, wurden bei 140°C 16 h lang geglüht. Bei dieser Glühung trat kein feststellbares Zell-

wachstum auf. Die Versetzungsdichte im Zellinneren sank aber unter die Hälfte. Anschließend wurde von den geglühten und ungeglühten Proben $\bar{\sigma}_{0,2}$ bestimmt. Durch die Glühung sank die Festigkeit lediglich um 7 %. Dies zeigt, daß $\bar{\sigma}$ im Zellinneren nur von untergeordneter Bedeutung für die Festigkeit ist.

Dagegen ergibt sich bei Vorliegen einer Zellstruktur die Fließspannung als eindeutige Funktion der Zellgröße für alle erzeugten Versetzungsstrukturen. Bild 30. Es ergibt sich formal recht gut eine Beziehung von der Form der Hall Petch-Gleichung.

$$\text{Gl. 12} \quad \sigma_F = \sigma_0 + k d^{-1/2}$$

σ_0 , die Reibungsspannung für Versetzungsbewegung im unverformten Metall, ergibt sich bei entsprechender Auftragung als nur wenig größer als Null. k , welches die Hinderniswirkung der Zellgrenzen für Versetzungen angibt, beträgt $k = 2,4 \text{ N/mm}^{3/4}$. In Bild 31 ist die Zellgröße in Blechnormalenrichtung (vgl. 3.1.3) aufgetragen, da dies als kürzeste Zellachse die größte Bedeutung für die Fließspannung besitzen dürfte. Statt der äußeren Fließspannung könnte auch die innere Spannung aufgetragen sein, wobei sich die gleiche Funktion ergibt.

Nachdem erkannt wurde, daß die Zellgröße die Fließspannung stark bestimmt, soll noch der Einfluß der Art der Zellwand untersucht werden. In Bild 31 ist d gegen $\bar{\sigma}$ für verschiedenen behandelte Proben aufgetragen. Die einzelnen Meßpunkte ergeben nicht nur eine einzige Funktion für alle Temperaturen. Versetzungsstrukturen einer festen Zellgröße können also verschieden ausgebildete Zellgrenzen besitzen bei annähernd gleicher Festigkeit; vgl. auch Tabelle 1. Der Orientierungsunterschied kann somit nur von untergeordneter Bedeutung für die Fließspannung sein. Die Größe k in der Hall Petch-Gleichung kann nur schwach vom Orientierungsunterschied und vom Charakter der Zellgrenzen abhängig sein.

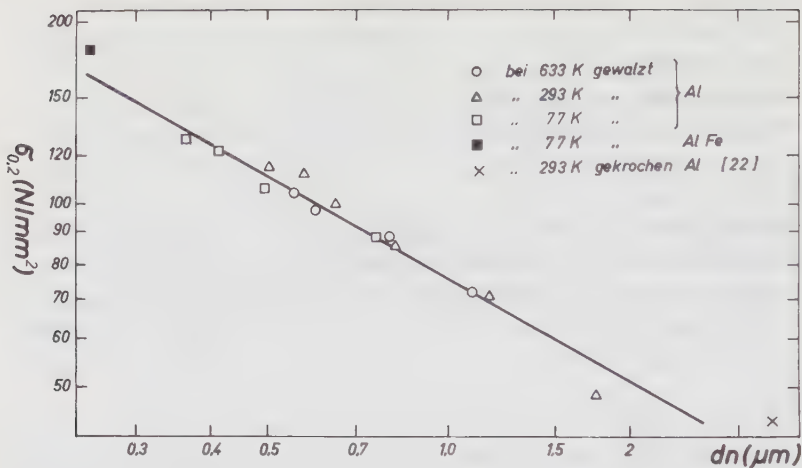


Bild 30 Fließspannung als Fkt. der Zellgröße in Blechnormalen-Richtung für verschiedene VS.

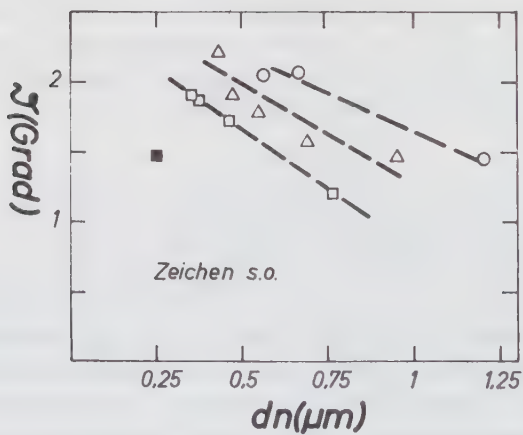


Bild 31 Zusammenhang zwischen der Zellgröße und dem Orientierungsunterschied für verschiedene VS.

Die Modelle zur Hall Petch-Gleichung bei Korngefüge, z.B. Li und Chou [91_7], können somit auch auf Subkorngefüge angewandt werden, da weder die Versetzungsdichte im Zellinneren noch der Orientierungsunterschied zwischen zwei Zellen sehr bedeutsam für die Fließspannung sein können.

Um die Wirksamkeit der Versetzungen in Zellgrenzen weiter (im Gedankenexperiment) abzuschätzen, wurde die Versetzungslänge pro Zellgrenzfläche (wie oben beschrieben) ρ_z umgerechnet auf eine Versetzungsdichte pro Gesamtvolumen ρ_{zv} gemäß

$$\text{Gl. 13} \quad \rho_{zv} = \rho_z \cdot \psi \quad , \text{ wobei } \psi = 2/d$$

Die so umgerechnete Versetzungsdichte steigt deutlich stärker mit der Spannung an, nämlich mit $\sigma \propto (\rho_{zv})^{0,36}$ als die Versetzungsdichte ρ_v am Anfang der Verformung, während noch keine Zellgrenzen vorhanden sind. Außerdem liegen ihre Absolutwerte höher, Bild 29. Dies zeigt, daß der Einbau der Versetzungen in Zellgrenzen die Wirksamkeit der einzelnen Versetzungen für die Spannung erniedrigt, daß hierdurch also Erholung stattfindet. Polygonisation ist, wie man weiß, ein Prozess der Erholung.

4. Diskussion der Ergebnisse

4.1 Erholungsvorgänge der Versetzungsstruktur

4.1.1 Erholung nach der Verformung

Eine kritische Frage bei der Beurteilung der Versetzungsstruktur ist die nach einer unbeabsichtigten Erholung des Materials nach der Verformung.*^{*)} Ist die beobachtete Versetzungsdichte und -anordnung im entlasteten Zustand nach dem Versuch repräsentativ für den Verformungszustand selbst? Sicher finden leichte Umlagerungen der Versetzungsanordnung statt, wie z.B. eine Begradigung einer Versetzungsausbauchung, sicher werden auch Versetzungsverluste auf dem Weg bis zum Betrachten im TEM auftreten. Können diese Verluste die Abnahme von ρ im Zellinneren bei hohem ξ (vgl. 3.1.3) erklären?

Möglicherweise wird während der Verformung mit zunehmendem ξ eine so hohe Leerstellenkonzentration im Material erzeugt, Stüwe [92_7], daß diese Versetzungserholung im Zellinneren bewirkt.

Die Erholungsversuche in 3.2.3 zeigen:

- a) Es ist nur sehr geringe Verformung nötig, um die alte Verformungsgeschwindigkeit (im Kriechversuch) oder die alte Fließspannung (im Zugversuch), jeweils entsprechend der alten VS, nach Teilentlastung zu erhalten. Diese geringe Verformung reicht aber nicht aus, um die Versetzungsdichte im Zellinneren wesentlich zu erhöhen. Vielmehr kommt die Verformung von $\xi = 0,1$ bis $0,2\%$ bei RT in eine Größenordnung, die z.B. mit einer Umlagerung von Versetzungsaufstaus (vgl. 4.3.3) zusammenhängen könnte.

^{)} Mit einem Cu-Gehalt von 40 ppm und Fe-Gehalt von 12 ppm liegt das untersuchte Material deutlich über dem kritischen Reinheitsgrad, bei dem bei RT starke Erholung oder Rekristallisation auftreten könnte, Altenpohl [120_7].

Eine entscheidende Verminderung von ϱ - gleichbedeutend mit starker Erholung - während der Entlastung nach Verformung kann also nicht angenommen werden, zumal auch dynamische Erholung stärker wirkt als statische.

- b) Der Grad der Erholung besitzt ein Minimum bei einem Entlastungsgrad, dem die innere Spannung entspricht. Ferner steigt der Erholungsgrad mit der Verformungsgeschwindigkeit vor der Entlastung an. Beidemale zeigt sich, daß der Erholungsgrad ansteigt, je weiter die äußere Spannung - sowohl während der Verformung als auch während der Teilentlastung - von der inneren Spannung des Materials entfernt liegt, je größer also die effektive Spannung ist. Während der Teilentlastung relaxiert das Material. Die gemessene Erholung hängt hauptsächlich mit der Relaxation zusammen, da der aufgezeichnete Zusammenhang zwischen der effektiven Spannung und dem Erholungsgrad besteht. Dies alles gilt nur, sofern im Zustand der Teilentlastung kein makroskopisches Kriechen auftritt, also bei statischer Erholung.
- c) Wird die Temperatur erhöht, so steigt der Erholungsgrad bei völliger Entlastung an, vgl. Bild 26 mit 27. Bei statischer Erholung kommt mit steigender Temperatur zur Relaxation noch echte Erholung der gesamten Versetzungsstruktur hinzu (vgl. 4.1.3). Wird nur teilentlastet, so findet in diesem Zustand noch Verformung statt. Das Material beginnt in seinen neuen stationären Zustand zu kriechen, wobei sich eine neue Gleichgewichtsstruktur der Versetzungen entsprechend der niedrigeren Last langsam einstellt. Dabei findet dynamische Erholung statt, welche schneller erfolgt als statische. Die Versetzungsvernichtung wird also nicht allein durch gegenseitige Kraftwechselwirkung der Eigenspannungsfelder der Versetzungen bewirkt, sie wird vielmehr zusätzlich durch Verformung beschleunigt.

4.1.2 Erholung während der Verformung

Da Aluminium z.B. bei RT bis in den stationären Bereich hinein verformt werden kann (Bild 11), müssen Erholungsvorgänge während der Verformung stattfinden, um die Verfestigung zu kompensieren. Bei Stationarität müssen zumindest die für σ_F entscheidenden Kenngrößen von VS konstant bleiben. Wie kann also die mittlere Zellgröße und -form unverändert bleiben?

Hier sind Möglichkeiten in Diskussion analog denen beim Zellwachstum, wie sie in 3.1.1 durch eigene und Literatur-Ergebnisse geschildert wurden.

- a) Zellgrenzen können sich auflösen, wodurch ein Zusammenwachsen zweier Zellen ermöglicht wird. Diese Koaleszenz sollte besonders bei schlecht geordneten Zellwänden vorliegen, da diese energetisch weniger stabil sind. Für sie spricht die breite Streuung der Versetzungsdichten in Zellgrenzen, Bild 5. Neubildung und Auflösung von Zellgrenzen ermöglichen eine konstante mittlere Zellform.
- b) Zellwände können sich zusammenlagern. Bei Verschiebung des Knotenpunktes eine "Y"-förmigen Zellgrenzverbindung so, daß sich zwei Zellwände zusammenlagern, wird Zellwandfläche verringert. Dieser Vorgang ist besonders bei Kippgrenzen möglich.

Die Beobachtungen deuten in die Richtung, daß bei statischer Erholung stärker Grenz-Wanderung, bei dynamischer Erholung stärker Koaleszenz zum Zellwachstum beiträgt.

Eine weitere Notwendigkeit für Erholungsvorgänge weist der Verlauf von ρ im Zellinneren während der Verformung auf. Bei RT hat ρ bei $\epsilon_0 = 40\%$ ein Maximum und fällt dann langsam ab. Da die Ordnung der Zellwände mit ϵ ansteigt, wird es offenbar leichter, daß Versetzungen aus dem Zellinneren sich in die entstandenen Kleinwinkelkorngrenzen einbauen.

Ein analoger Gang zeigt sich mit steigender Verformungs-temperatur, vgl. Bild 8d-f. Je höher T, desto besser werden die Zellgrenzen ausgebildet, ρ wächst an und ρ im Zellinneren nimmt ab, da ein Einbau der Versetzungen in Zellwände erleichtert wird, vgl. auch [33_7].

4.1.3 Erholung während der Relaxation

Findet eine Relaxation von der Fließspannung ausgehend statt, so muß bei anschließender Verformung die neue σ - ϵ Kurve nach kurzem Übergang in die alte, extrapolierte Fließkurve einmünden. Dies ist auch tatsächlich der Fall in Gebieten der Kurve, in denen der Verfestigungskoeffizient noch groß ist. Wird letzterer klein, so liegt allerdings nach einer Relaxation die neue Fließspannung tiefer. Es fand also zusätzlich zur Relaxation überlagerte Erholung statt, welche jedoch, wie in 3.2.3 gezeigt wurde, nur sehr gering ist. Diese geringe Erholung während der Relaxation wird auch festgestellt, wenn die äußere Spannung plötzlich unter die innere Spannung gefahren wird und die äußere Spannung durch Relaxation zunächst ansteigt. Die Spannung steigt jedoch nicht bis zur Höhe der inneren Spannung an, da bald Erschöpfung der Relaxation eintritt. Die Spannung fällt nach längerer Zeit sogar wieder geringfügig, Bild 23e.

Läßt man Aluminium bei RT von σ_F ausgehend viele Stunden lang relaxieren, so ergibt sich nach einer Anfangszeit eine Gerade bei einer Auftragung σ gegen $\ln t$ (vgl. 3.2.2). Für sehr lange Zeiten (z.B. > 2 h) relaxierte das Aluminium jedoch schneller als der ursprünglichen Geraden entsprach. Wahrscheinlich überlagert sich der Relaxation nun eine Erholung der VS, welche eine größere Zeitkonstante besitzt und somit erst bei längeren Zeiten zum Tragen kommt. Bei 200° C ist die Erholung dann so stark, daß die Spannung schon nach wenigen Minuten auf Null absinkt.

4.2 Vorgänge bei der Relaxation

Eine nähere Betrachtung des Relaxationsvorganges scheint nun angebracht, um einerseits die Berechtigung des Ansatzes für Relaxation Gl. 8 zu überprüfen, und andererseits erhellt das Relaxationsverhalten den Verformungsvorgang als solchen über alle grundlegenden Fragen hierzu, vgl. Ilschner [93_7. Es seien hier drei Fälle unterschieden, die sich nicht prinzipiell gegenseitig ausschließen, die aber verschiedene Aspekte hervorheben.

4.2.1 Verminderung der Versetzungsgeschwindigkeit

Da die effektive Spannung als treibende Kraft im Verlauf der Relaxation abnimmt, wird auch die Relaxations- bzw. Versetzungs-Geschwindigkeit abnehmen. Dabei wird angenommen, daß die VS konstant bleibt, was weitgehend erfüllt sein wird, denn der starken Änderung der Fließspannung wird eine Änderung der Versetzungsstruktur ins dynamische Gleichgewicht nicht annähernd folgen können. Dies deshalb, da die Verformungen bei Relaxation nur der geringen Verformung der elastischen Dehnungsänderung entsprechen, wohingegen zur Einstellung stationärer Gleichgewichtszustände der VS sehr viele % Verformung notwendig wären. Die Aktivierungsfläche A , welche unmittelbar mit der VS im Zusammenhang steht, wird also etwa im Laufe der Relaxation konstant bleiben und sich nicht analog der Funktion $A(\epsilon)$ bei jeweils stationären Verformungszuständen ändern. Wie in 3.2.3 gezeigt, kann auch die innere Spannung etwa als konstant angenommen werden. Zu prüfen wäre noch, ob auch Konstanz der dritten Größe, der Dichte der beweglichen Versetzungen während Relaxation erfüllt ist, damit die Abnahme der Relaxationsgeschwindigkeit entsprechend Gl. 8 nur durch eine Abnahme der mittleren Geschwindigkeit der beweglichen Versetzungen erklärt werden kann.

4.2.2 Verfestigung oder Abnahme der beweglichen Versetzungsdichte?

Die Beobachtung, daß bei mehrmaliger Relaxation unmittelbar hintereinander von derselben Fließspannung aus, aber ohne merkliche plastische Verformung dazwischen die Relaxationsgeschwindigkeit abnimmt, Bild 23b, c, legt nahe, daß entweder das Material während der Relaxation verfestigt oder aber die Dichte der beweglichen Versetzungen abnimmt. Der Effekt ist nicht nur mit Abnahme der Versetzungsgeschwindigkeit zu erklären, da Relaxation bei Wiederholung dann identisch ablaufen sollte.

- a) Verfestigung während Relaxation hat Sargent et al. [94] angenommen. Er entnimmt dem Verlauf mehrmaliger Relaxation Meßgrößen, womit er Verfestigungskoeffizienten erhält. Diese Verfestigungskoeffizienten sollen solchen aus $\sigma - \epsilon$ Kurven entsprechen. Da jedoch der Effekt der verlangsamten Relaxation bei Wiederholung auch dann auftritt, wenn Verfestigung im Zugversuch nicht mehr möglich ist, wie hier gefunden, und da außerdem σ_F nach Relaxation dann bei kleineren Werten liegt, ist es nicht zutreffend, den genannten Effekt mit Verfestigung zu deuten.
- b) In [67] konnte experimentell bei Relaxation von Al gezeigt werden, daß unter Voraussetzung einer linearen Beziehung zwischen der Dichte beweglicher Versetzungen und der der gesamten Versetzungen im Zellinneren die bewegliche Versetzungsdichte sich $\propto \sigma^{1/2}$ verändert.

Auch der hier untersuchte Streckgrenzeneffekt läßt auf Abnahme der beweglichen Versetzungsdichte während der Relaxation schließen. Läßt man nämlich die Probe nach Verformung bei verschiedenen Entlastungsgraden relaxieren, so zeigt sich bei anschließender Verformung eine ausgeprägte Streckgrenze, Bild 23g, vgl. Haasen und Kelly [95]. Diese aus-

geprägte Streckgrenze ist umso höher, je stärker entlastet wurde. Für Elektrolyt-Kupfer ist das in Bild 32 gezeigt.

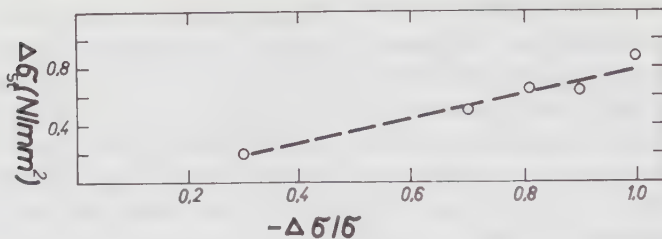


Bild 32 Höhe der ausgeprägten Streckgrenze $\Delta\sigma_{St}$ als Fkt. der Entlastung $-\Delta\sigma/\sigma$ für Cu.

Für Al 0,63 % Fe ergab sich ein analoges Verhalten, nur daß die Streckgrenze stets noch kleiner war. Für Raffinal ist der Effekt zu klein. Führt man denselben Versuch bei dem krz Eisen mit etwas Kohlenstoff durch, so erhält man gerade ein umgekehrtes Verhalten, Bild 33.

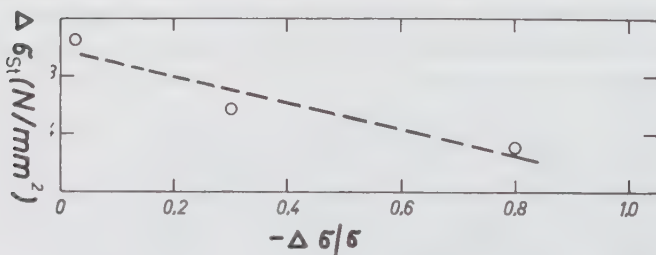


Bild 33 wie 32, aber für Fe 0,05 at % C.

Die überhöhte Streckgrenze ist umso stärker, je geringer entlastet wurde. Der Streckgrenzeneffekt bei Fe, vgl. [95] ist außerdem viel stärker zeitabhängig als der bei Cu und Al. Bei Eisen wird der Effekt der Streckgrenze auf Cottrell-Wolken, die die Versetzungsbewegung behindern,

zurückgeführt. Da nun bei Kupfer und Aluminium der Effekt in bezug auf den Entlastungsgrad entgegengesetzt zu Eisen auftritt, liegt offenbar ein anderer Mechanismus vor als der der Versetzungs-Verankerung durch Punktdefekte. Es kann angenommen werden, daß während der Relaxation bei Teilentlastung die bewegliche Versetzungsdichte durch Umlagerung abnimmt. Bei anschließender Verformung tritt dann eine Multiplikationsstreckgrenze auf. Unterstützt wird diese Feststellung durch Glühung einer stark verformten Al-Probe bei z.B. 200° C, 16 h. Nach der Glühung nämlich zeigt auch diese Probe eine ausgeprägte Streckgrenze, da die bewegliche Versetzungsdichte im Zellinneren erholte.

Es wird also festgestellt, daß die bewegliche Versetzungsdichte bei Relaxation abnimmt und Gl. (8) dadurch nur beschränkt gültig ist.

4.2.3 Versetzungsaufstau

Eine spezielle Versetzungsanordnung, die die Erscheinungen der inneren Spannung und der Relaxation sinnvoll erklärt, ist der Versetzungsaufstau. Dieser wurde schon in frühen theoretischen Arbeiten postuliert, Seeger [96] und seine Existenz im Belastungszustand in neueren experimentellen Arbeiten belegt, Mughrabi [97] und Dehlinger und Kronmüller [98].

Das zunächst angenommene Modell des Aufstaus als Ursache für langreichweitige Spannungsfelder erklärt einige experimentelle Phänomene.

- a) Bei Relaxation, unterhalb der inneren Spannung beginnend, wird letztere nicht annähernd erreicht, Bild 23e. Der Versetzungsaufstau erschöpft sich, bzw. löst sich auf.

- b) Relaxation findet auch statt bei Spannungen die noch im elastischen Bereich der Verformungskurve liegen, Bild 23a. Bekanntlich finden beim "elastischen" Verformen bereits Mikrodehnungsvorgänge durch Versetzungsbewegung statt, die in ihrer Art denen bei der makroskopischen plastischen Verformung entsprechen. So können sich z.B. Versetzungsaufstaus bilden, die später relaxierfähig sind. Es zeigt sich, daß Relaxation im elastischen Bereich annähernd dasselbe zeitliche Verhalten besitzt wie im plastischen, jeweils bei gleich großer Ausgangsspannung, Bild 25. Ebenso beträgt der Wert der inneren Spannung, ermittelt aus der Stufenrelaxation, wieder 70 % der elastischen Ausgangsspannung, Bild 24. Die Versetzungen, welche die Relaxation ermöglichen, werden also erst unmittelbar bei Spannungsbeanspruchung (hier Testverformung) in ihrer Anordnung erzeugt. Da die Anordnung der relaxierfähigen Versetzungen vom momentanen Spannungszustand abhängt, kann diese im entlasteten Probenzustand auch nicht betrachtet werden. Wenn in der Literatur nur selten Versetzungsaufstaus gefunden werden, so verwundert dies deshalb nicht.
- c) Die momentane innere Spannung hängt also nur vom momentanen Belastungsgrad der Probe ab und steht somit im elastischen Bereich nicht mit z.B. der Zellgröße direkt im Zusammenhang. Der maximal erreichbare Wert von σ_i bzw. σ_F , der bei plastischer Verformung erreicht wird, korreliert jedoch direkt mit der Zellgröße, wie Bild 30 zeigt. Der Versetzungsaufstau verbindet über seine Aufstaulänge die Zellgröße mit dem Wert des inneren Spannungsfeldes, welches er selbst verursacht und erklärt somit den Zusammenhang zwischen momentan anliegender Spannung, Relaxationsverhalten, innerer Spannung und Zellgröße.

Es soll nun abgeschätzt werden, ob ein Versetzungsaufstau die beobachtete Relaxation zu leisten vermag. Bei Leibfried [79] ist die Anzahl von Stufenversetzungen n angegeben, die bei gegebener Spannung σ_a auf einer Aufstaulänge s Platz findet.

$$n = (s \sigma_a 2\pi (1-\nu)) / 2Gb$$

Für n ergibt sich bei $s = 0,3 \mu m$ = halber Zelldurchmesser und $\sigma_a = 100 N/mm^2$ ein $n = 9$. Möge jede Versetzung im Mittel $0,1 \mu m$ weit relaxieren und mögen 10 Aufstau pro Zelle existieren, so verformt sich die Probe plastisch um ca. $\Delta \epsilon = 3 \cdot 10^{-3} \%$. Da bei einer ideal harten Maschine (gilt experimentell in 1. Näherung) die elastische Dehnung um denselben Betrag zurückgeht, sinkt die Spannung an der Probe um ca. $70 N/mm^2$. Relaxation eines Aufstaus kann also Ursache für die makroskopisch beobachtete Relaxation sein.

Schematisch soll nun gezeigt werden, wie Relaxation ablaufen kann, und zwar im Zugversuch. Im Fall A des Bildes 34, in dem die Spannung zu Beginn der Relaxation gleich der Fließspannung sein soll, relaxieren Versetzungen in der gleichen Richtung wie bei vorheriger plastischer Verformung, da σ^* seine Richtung beibehält. Die Spannung an der Probe sinkt ab. Im Fall B mit einer Ausgangsspannung kleiner als der inneren Spannung relaxieren die Versetzungen entgegen der früheren Laufrichtung. Die Probe kontrahiert, wodurch die äußere Spannung allmählich ansteigt. Die effektive Spannung ist jeweils Ursache für die Relaxationsrichtung und -geschwindigkeit.

Eine zweite mögliche Versetzungsanordnung zur Erzeugung der inneren Spannungsfelder bildet die Zellgrenze. Bei Ausbauchung z.B. einer Kippgrenze entstehen langreichweitige Spannungen, wie leicht überlegt werden kann, vgl. Bild 35.

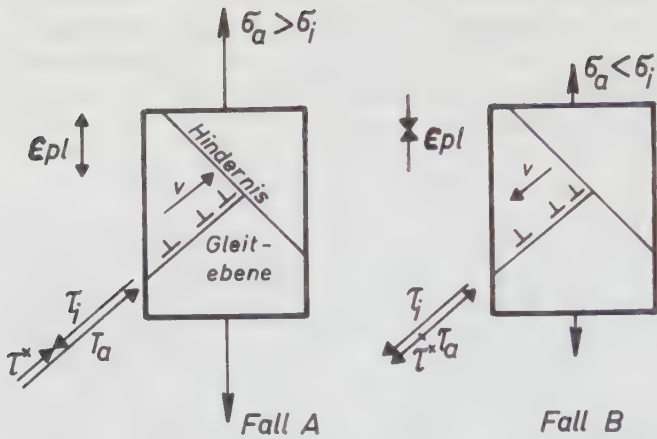


Bild 34 Schematischer Ablauf der Relaxation, verursacht durch Versetzungsaufstau.

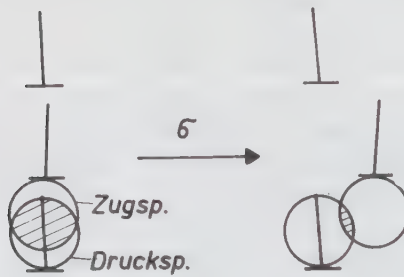


Bild 35 Erzeugung innerer Spannungen bei Ausbauchung einer Kippgrenze.

4.3 Charakter von Zellgrenzen

Betrachtet werden hier nur Kleinwinkelkorngrenzen. Für sie gibt es zwei Grenzfälle, vgl. Lindroos [100_7]

- a) Kippgrenzen. Sie bestehen aus parallel angeordneten Stufenversetzungen einer Familie oder aus Netzwerken zweier oder dreier Versetzungsfamilien. Im Fall einer Gitteranordnung liegt nur dann eine reine Kippgrenze vor, wenn der gesamt resultierende Burgersvektor senkrecht auf der Grenzebene steht.
- b) Drehgrenzen. Sie bestehen aus quadratischen oder hexagonalen Netzwerken reiner Schraubenversetzungen.

Außer diesen beiden Grenzfällen und ihren Zwischenstufen sind auch Grenzen möglich, die sich nicht im stabilen Gleichgewicht befinden und langreichweitige Spannungsfelder besitzen, wie z.B. parallele Schraubenversetzungen. Diese Art dürfte jedoch kaum eine Rolle spielen, da keine langreichweitigen Spannungen dauerhaft im Material existieren, wie sich bei den Relaxationsversuchen zeigte. Ferner können einzelne Versetzungen aus dem Zellinnern mit dem Versetzungs-gitter der Grenze reagieren und so durch Verknüpfung das Netzwerk verändern.

Im TEM-Bild wurde hier ein recht großer Anteil an Grenzen mit parallelen Versetzungslinien gefunden, nämlich > 30 %, nur ca. 10 % bestanden aus hexagonalen Gittern. Der größte Teil der Grenzen bestand aus Versetzungsanordnungen, deren Charakter nicht unmittelbar beurteilt werden kann. Deshalb soll zunächst untersucht werden, welche Verfälschungen durch Abbildungseigenarten verursacht werden können.

Liegen Versetzungen in großem Abstand von einander vor, so verursachen sie in TEM einen direkten Abbildungskontrast der einzelnen Linien. Sind dagegen zwei Kristallgitter stärker gegeneinander verdreht, so daß der Versetzungsab-

stand in der Zellgrenze kleiner als die Extinktionslänge wird, so werden nicht die Versetzungen selbst, sondern ein Moirée-Muster abgebildet, Thölén [101]. Dieses besitzt jedoch annähernd die gleiche Intensitätsverteilung wie die Abbildungen eines Versetzungsgitters, welches diese Verdrehung verursachen würde. [101] konnte zeigen, daß der Abbildungs-contrast z.B. einer Drehgrenze nur eine Funktion der totalen Kristallverdrehung über die Grenze hinweg ist und unabhängig von den Details der Atomanordnung in der Grenze selbst erfolgt. Bei der Beurteilung der Abbildung einer Zellgrenze kann also stets angenommen werden, daß der Contrast von entsprechend angeordneten Versetzungen herrührt.

Neben dieser Zweideutigkeit des Versetzungs- bzw. Moirée-Contrastes bei geringem Linienabstand existieren noch Abbildungsverfälschungen aus weiteren Contrast-Gründen.

- a) Nicht alle Versetzungsfamilien sind in Contrastlage, so daß evtl. nur Linien einer Familie sichtbar sind.
- b) Wird die Maschenweite in einem Versetzungsgitter zu klein, so sind von dem Netzwerk schließlich nur noch vorgetäuschte parallele Linien sichtbar, [101].

In beiden Fällen zeigt die einzelne Linie in ihrer Länge jedoch keine ganz gleichmäßige Intensität, vielmehr schwankt diese in Bereichen des Knotenabstandes. Es ist also doch meist zu erkennen, ob ein Netzwerk oder tatsächlich parallele Stufenversetzungen vorliegen.

- c) Es kann jedoch auch der umgekehrte Fall auftreten, daß einzelne Versetzungen periodische Intensitätsverteilung aufweisen und somit Versetzungsknoten vortäuschen. Kornthaler et al. [102] berechneten verschiedene Abbildungs-contraste von Versetzungen und verglichen diese mit real auftretenden Contrasten. Sie fanden, daß eine Versetzungslinie gewellt, doppelt, gepunktet oder glatt aussehen kann, je nach der Lage der Versetzung und den Abbildungsbedingungen.

Bei Berücksichtigung und Abwägung all dieser Effekte verschiebt sich das Verhältnis der Zellgrenzarten eher zu Gunsten der Kippgrenzen. Ein Überwiegen von Kippgrenzen fanden auch Clauer et al. [103] und Walter und Koch [104]. Bei einer genauen Analyse des Burgersvektors in einem 3-dimensionalen Versetzungsnetzwerk fand Mc Lean [105] ebenfalls keine Bevorzugung von Schrauben im Gegensatz zwar zu Lee et al. [17], die angeben, daß bei warmverformten Al-Proben Schraubenversetzungen in Zellgrenzen stark überwiegen.

Das gefundene Überwiegen von Kippgrenzen ist im Einklang mit der Tatsache, daß bei Drehung eines Volumen-Elements gegenüber seiner Umgebung je nach Form des Volumenelementes zwangsläufig ca. 1,5 bis 2 mal so viele Kippgrenzen wie Drehgrenzen entstehen, wie eine einfache geometrische Überlegung zeigt. Zusätzlich werden die untersuchten Zellgrenzen, welche in der Folienebene liegen, dadurch stärker vom Kipp-Charakter sein, daß die Spannungen im Walzspalt vorzüglich eine Volumendrehung mit Drehachse in Walzquerrichtung bewirken.

Abgesehen von diesen geometrischen Effekten können keine direkten Schlüsse auf den Verformungsmechanismus gezogen werden, da nur teilweise schlüssig ist, welche Rolle diese Zellgrenz-Versetzungen bei der Verformung spielen, Blum [106]. Speziell geht es hierbei um den Vorgang der Versetzungsvernichtung. Ein Überwiegen von Stufenversetzungen deutet allgemein darauf hin, daß Klettern von Stufen, ein Überwiegen von Schraubenversetzungen, daß Versetzungsbewegung der durch Jogs behinderten Schrauben verformungsbestimmend ist. Hierzu ausführlich vgl. Ilschner [93].

4.4 Einflußgrößen auf die Fließspannung

Wie schon in 2.2 beschrieben, setzt sich die Fließspannung aus der effektiven und der inneren Spannung zusammen. Die effektive Spannung ihrerseits ist abhängig von $\dot{\epsilon}$ und T. Die innere Spannung hängt mit der VS zusammen, die sich u.a. durch ρ , d und $v^{\frac{1}{2}}$ beschreiben läßt. Indirekten Einfluß auf letztere wird ein Legierungsgehalt c besitzen. Ferner wird die Fließspannung durch die Korngröße D, eine Texturausbildung t, sowie eine Änderung der Probengeometrie g beeinflusst. Insgesamt läßt sich somit schreiben:

$$\sigma_F = f(\dot{\epsilon}, T, D, c, t, g, VS)$$

Wie stark der Einfluß der einzelnen Größen auf die Fließspannung ist, soll nun der Reihe nach diskutiert werden. Diese Kenntnis ist speziell dann von Bedeutung, wenn sich nicht alle Größen getrennt variieren lassen. So ist Verformung z.B. mit gleichzeitiger Ausbildung einer Textur als auch einer Versetzungsstruktur verbunden.

4.4.1 Größen von sekundärem Einfluß in dieser Arbeit

Eine Änderung der Verformungsgeschwindigkeit wirkt sich auf die Fließspannung bei RT nur sehr gering aus. Benutzt man eine Beziehung der Form $\dot{\epsilon} \sim \sigma^n$, so erhält man nach Karnes und Ripperger [107] und Atkins [108] mit steigendem $\dot{\epsilon}$ und $\dot{\epsilon}$ (bzw. jeweils σ) ein n zwischen 20 und 50. Dieser Exponenten-Bereich ergibt sich auch im Kriechversuch bei RT, [40]. Eine kleine Änderung der Walzgeschwindigkeit, der Walzstichgröße und der Abzugsgeschwindigkeit im Zugversuch wird sich also nur sehr gering auf σ_F auswirken.

Auch Temperaturschwankungen sind zu vernachlässigen, da sich Aluminium mit einer festen VS bei RT bereits im Hochtemperaturplateau der $\sigma(T)$ -Kurve befindet, vgl. 2.2.2.

Da für die Versuche Polykristalle benutzt wurden, muß der Einfluß der Korngrenzen auf die Fließspannung bekannt sein. Aldrich und Armstrong [109] konnten für das kfz Silber zeigen, daß für Korngrenzen die Hall Petch-Gleichung erfüllt ist. Diese Gleichung wurde schon in einer größeren Zahl von Arbeiten besonders krz aber auch für kfz Metalle bestätigt. Die Arbeit von Aldrich zeigt diesen Zusammenhang für einen besonders großen D-Bereich. Nach [11 Al] sind der Verfestigungsbeitrag der Korngrenzen und derjenige der Zellgrenzen additiv. Bei stärkerer Verformung ist dann der Korngrenzenbeitrag zur Fließspannung zu vernachlässigen, Schankula et al. [110 Cu]. Bei dem hier vorliegenden grobkristallinen Material mit einer Korngröße zwischen 0,2 und 0,5 mm, also 2 bis 3 Zehnerpotenzen größer als die Zellgröße, ist die Fließgrenze des unverformten Zustandes $< 10 \text{ N/mm}^2$ und der Korngrenzeneinfluß auf das verformte Material kaum ins Gewicht fallend.

Legierungsbildung kann bekanntlich die Fließspannung stark beeinflussen. Die hier gewählten Legierungen besitzen jedoch nur eine sehr geringe reine Mischkristall- bzw. Ausscheidungshärtung. Der Legierungsgehalt sollte nur indirekt die Ausbildung der VS beeinflussen. Im Falle des Al-Zn Mischkristalles wird durch die (geringe) Mischkristallhärtung σ_0 in Gleichung 12 erhöht, und es bildet sich entsprechend der geringeren restlichen Spannung ($\sigma - \sigma_0$) eine etwas größere Zellstruktur aus. Der Effekt ist jedoch nur sehr gering. Im Falle der Al-Fe Legierung mit Al_3Fe -Ausscheidungen bilden sich hingegen kleinere Zellen aus als im reinen Material, sofern die Ausscheidungs-Abstände die richtige Größe besitzen, um Zellgrenzen zu pinnen. Die Fließspannung, welche durch Verformung stärker erhöht wird als beim reinen Metall, setzt sich in diesem Fall aus zwei Anteilen zusammen, einem von Ausscheidungen AS, dem anderen von der VS herrührend:

$$\sigma_F = \sigma_{AS} + \sigma_{VS}$$

Über den Ausscheidungsabstand wird die Zellgröße beeinflusst und somit ist $\sigma_{VS} = \sigma_{VS}(AS, \epsilon)$. Dagegen muß der Fließ-

spannungsanteil, von größeren, nicht schneidbaren Teilchen herrührend, als ϵ -unabhängig angenommen werden. Dieser konstante Anteil muß beim Vergleich mit dem reinen Metall berücksichtigt werden.

Als weitere Einflußgröße auf die Fließspannung soll die Textur t betrachtet werden, welche untrennbar mit der Verformung verbunden ist. Der Einfluß der Textur macht sich über die Lage der Gleitgeometrie zur Zugachse bemerkbar. Bei einem kfz Aluminium-Einkristall mit seinen zwölf Gleitsystemen bringt die Variation der Zugrichtung relativ zu den kristallographischen Richtungen maximal nur einen Faktor 2 in der Festigkeit, Seeger [111]. Dieser Faktor sinkt bei einem Polykristall wegen der Verformungskompatibilität auf 1,5, Stüwe [112]. Bei realen Walz-Texturen von Aluminium läßt sich eine maximale Variation der Festigkeit als Funktion der Zugorientierung zur Walzrichtung für eine Textur idealisiert durch die Würfellage von 1,07 und für die idealisierte S-Lage (Walztextur) von 1,17 experimentell ermitteln. Stüwe [111] vergleicht diese experimentellen Werte mit berechneten und findet gute Übereinstimmung. Die Rechnung berücksichtigt den Volumenanteil der einzelnen Kornorientierungen. Um experimentelle und theoretische Ergebnisse echt vergleichen zu können, müßte allerdings der Einfluß der Anisotropie der VS in Walzzuständen noch berücksichtigt werden. Bei Glühtexturen ist die Anisotropie der VS zu vernachlässigen. Hier findet man experimentell einen maximalen Faktor von 1,18, Wassermann [113]. Dieser Wert ist nicht unmittelbar mit dem der Walztextur zu vergleichen, da Walz- und Glühtexturen sich unterschiedlich ausbilden [113]. Da letztere sich aber mindestens genauso scharf wie erstere ausbilden, läßt sich hier somit ein maximaler Textureinfluß auf die Festigkeit von 10 % abschätzen in Übereinklang mit den eigenen Messungen, 3.2.1. Dieser Einfluß ist im Vergleich zur Verfestigung durch die VS relativ schwach. Sofern die Ausbildung der Textur proportional zur Ausbildung der VS geht, hat sie keinen Einfluß auf den Exponenten der Hall Petch-Gleichung. Sofern sie proportional zu

ξ geht, erklärt sie den σ_F -Anstieg oberhalb $\xi_0 = 90\%$ bei RT, da ja die VS und die Mikrohärtte konstant bleiben. In keinem Fall ist der Einfluß der Textur bei Aluminium auf die Festigkeit sehr bedeutend.

Der oben erwähnte Anstieg der Fließspannung oberhalb $\xi_0 = 90\%$ wird auch durch die notwendigerweise sehr geringe Probendicke bei sehr hohem ξ bedingt. Nach [83] und Lihl und Pexa [114] haben gewalzte Proben an der Oberfläche eine andere Textur als im Probeninneren. Bei Änderung der Probendicke bilden sich bei Verformung also variierende Anteile unterschiedlicher Textur aus. Deshalb wurden bei der Auswertung bis zu $\xi_0 = 90\%$ nur Proben gleicher Geometrie berücksichtigt.

4.4.2 Bedeutung der Versetzungsstruktur

Die bisher betrachteten Einflußgrößen auf σ_F in Gleichung 15 besitzen also entweder nur geringe Bedeutung oder sind in ihrer Wirkung erfaßbar. Der Einfluß der VS auf das Verformungsverhalten kann somit bestimmt werden.

Wie in 3.3 gefunden wurde, bestimmt hauptsächlich die Zellgröße die Fließspannung bzw. die innere Spannung. Die Versetzungsdichte im Zellinneren und auch diejenige in den Zellgrenzen sind nur von sekundärer Bedeutung, wie in 3.3 gezeigt wurde. Die geringe Bedeutung von ρ in den Zellgrenzen geht auch aus der Konstanz von k in der Hall Petch-Gleichung hervor. Der Wert k beträgt bei Körnern $k = 3,6$, bei Subkörnern 2,5 bis 3,5, in [49] zitiert, ferner bei Subkörnern nach [28] $k = 2,8$ und in der vorliegenden Arbeit $k = 2,4$ in der Einheit $N/mm^{3/4}$. k , welches die Hinderniskraft einer Grenze angibt, ist also in erster Näherung für Körner und die unterschiedlich erzeugten Zellgrenzen gleich. Wenn in [49] bei stark zunehmender Zellgröße die Meßergebnisse durch ein abnehmendes k gedeutet werden, so ist es ebenso möglich, daß bei der groben Zellstruktur ρ im Zellinneren

an Einfluß gewinnt. Es sei nochmals betont, daß zwar in dieser Arbeit der Einfluß von d bei Vorliegen einer Zellstruktur als dominierend gefunden wurde, daß jedoch bei anderen Materialien sowie wesentlich andersartigen Versetzungsstrukturen der Einfluß der einzelnen Charakteristika einer VS auf die Fließ- bzw. innere Spannung sich verschieben kann. Die Variation der VS durch verschiedene Maßnahmen ist jedoch, wie gezeigt wurde, begrenzt.

Mit der Zellgröße in Zusammenhang steht der Versetzungsaufstau, der als mögliche Ursache für die innere Spannung in Zusammenhang gebracht wurde, 4.2.3. Dieser Versetzungsaufstau oder auch Versetzungen in dessen Spannungsfeld können relaxieren. Diese Versetzungen werden es auch sein, die die plastische Verformung tragen. Wir können somit zu einem festen Zeitpunkt zwei Arten von Versetzungen unterscheiden:

- a) Versetzungen, welche die Versetzungsstruktur (Zellwände sowie unbewegliche Versetzungen im Zellinneren) aufbauen und z.B. die Zellgröße bestimmen.
- b) Versetzungen, welche die Verformung und Relaxation tragen. Ihr Aufbau wird durch die Versetzungen unter a) begrenzt, er muß jedoch nicht unmittelbar mit diesen direkt zusammenhängen, wie die Relaxation aus dem "elastischen" Bereich zeigt, vgl. 3.2.2.

Die Versetzungsstruktur muß prinzipiell einen Einfluß auf das Verhältnis von σ_i zu σ_F besitzen. Wenn hier dies Verhältnis unabhängig vom Verformungszustand gefunden wurde, so liegt nahe, daß der Verformungsmechanismus in allen hier erzeugten Versetzungsstrukturen derselbe sein muß, und somit stets dieselben Kenngrößen der VS für die Verformung eine Rolle spielen. Das konstante Verhältnis von σ_i zu σ_F ist gleichbedeutend mit dem Cottrell Stokes-Gesetz, vgl. Seeger [115]. Das Gesetz besagt, daß bei Wechsel zwischen je zwei Verformungsgeschwindigkeiten oder Temperaturen das Verhältnis der Fließspannungsdifferenz $\Delta \sigma_F$ zu einer der beiden Fließspannungen σ_F beim

Wechsel unabhängig vom Verformungsgrad ist, $\Delta \sigma_F / \sigma_F = \text{const.}$. Die Erfüllung dieses Gesetzes wurde für Al experimentell mehrfach nachgewiesen, [64], Knöll und Macherauch [116] und [17]. Bei einem σ_F oder T-Wechsel soll sich nur σ^* ändern ($\Delta \sigma^*$), da VS und somit σ_i bei einem schnellen Wechsel konstant bleiben. Wenn das Verhältnis $\Delta \sigma^* / \sigma$ unabhängig von σ gefunden wird (CS-Gesetz), so ist auch das Verhältnis σ^* / σ_i bzw. σ_i / σ_F konstant, wie hier gefunden. Da σ^* die Geschwindigkeit einer Versetzung steuert und somit indirekt die Verfestigung des Materials bestimmt, und da σ_i die Erholungsvorgänge steuert, ist bei dem Befund eines festen Verhältnisses dieser beiden Größen die VS stets ähnlich und der Verformungsmechanismus gleich. Daß dies besonders bei sehr kleinen Verformungsgraden dagegen oft nicht der Fall ist, wird in [115] berichtet.

Der Befund der Konstanz von σ_i / σ_F steht nicht im Widerspruch zu den Ergebnissen in [61]. Dort zeigt sich, daß jeweils in stationären Verformungsbereichen das Verhältnis σ_i / σ_F mit steigendem σ_F und T absinkt. Dies deshalb, da sich dabei auch $\dot{\epsilon}$ (und somit σ^*) verändert. $\dot{\epsilon}$ wird hier dagegen konstant gehalten und σ^* ist somit nur von der VS abhängig.

5. Zusammenfassung

Der Zusammenhang zwischen der Versetzungsstruktur und dem Verformungsverhalten wurde an Aluminium bei RT untersucht. Dies schien sinnvoll, da eine Literaturübersicht diesbezüglich keine klaren Verhältnisse schafft. Zur Erzeugung unterschiedlicher Versetzungsstrukturen wurde der Verformungsgrad, die Verformungs- und Glühtemperatur sowie der Legierungsgehalt variiert.

Es zeigt sich:

- a) Mögliche Einflußgrößen auf die Fließspannung können soweit berücksichtigt werden, daß die Bedeutung der Versetzungsstruktur getrennt studiert werden kann.
- b) Am Anfang der Verformung übt die Versetzungsdichte, und später bei Existenz einer Zellstruktur die Zellgröße den dominierenden Einfluß auf die Fließ- und innere Spannung aus. Die Hall Petch-Gleichung ist auch für Zellgrenzen erfüllt. Die Versetzungsdichte im Zellinnern ist nur von untergeordneter Bedeutung. Ebenso hat die Versetzungsdichte in den Zellgrenzen und somit der Orientierungsunterschied zwischen zwei Zellen nur recht geringen Einfluß auf die Fließspannung. Die Zahl der Kippgrenzen überwiegt die der Drehgrenzen.
- c) Der Versetzungsaufstau verbindet als mögliche Versetzungsanordnung die Zellgröße mit den Erscheinungen der inneren Spannung und derjenigen der Relaxation. Relaxation ist mit einer Verminderung der beweglichen Versetzungsdichte verbunden.
- d) Die makroskopisch gemessene, gemittelte innere Spannung beträgt stets $0,75 \sigma_F$. Das bedeutet, daß das Cottrell Stokes-Gesetz erfüllt ist und der Verformungsmechanismus in allen erzeugten Versetzungsstrukturen dergleiche ist.
- e) Erholung der Versetzungsstruktur nach Verformung bei RT wird fast nur durch Relaxation verursacht. Dynamische Erholung wirkt stärker als statische.

6. Anhang

Genaue Bestimmung der Bezugslage zweier Körner.

Die Überführung eines Kornes "1" in ein Korn "2" ist mittels drei zueinander senkrechter Drehachsen möglich. Hier sind die beiden Achsen in der Folienebene (Bildebene) leicht als eine Drehachse darstellbar. Letztere bewirkt eine Verkipfung der Kornorientierungen in bezug auf den Primärstrahl Jo des EM. Diese Drehachse A_K und der zugehörige Winkel θ_K lassen sich aus dem Kikuchi-Diagramm ("K") der beiden Körner exakt bestimmen, v. Heimendahl et al. [117] und [81]. Der Drehwinkel θ_P , der aus einer Drehung um die Achse A_P , welche parallel Jo liegt, entsteht, läßt sich aus der gegenseitigen Verdrehung der beiden Punktgitter ("P") von "1" und "2" entnehmen. Gesucht ist die resultierende Drehachse A_R und der Drehwinkel θ_R , die "1" in "2" überführen. Da bei den hier untersuchten Zellgrenzen die zueinander senkrechten Drehwinkel θ_K und θ_P sehr klein sind, ergeben sich θ_R und A_R entsprechend Bild 36 recht schnell.

Soll nur der Betrag des hier kleinen Drehwinkels θ_R bestimmt werden, so genügt es bereits aus den beiden Kikuchi-Diagrammen θ_K zu bestimmen (eine Indizierung der Linien oder des Punktgitters ist nicht nötig), sowie aus der gegenseitigen Drehung der beiden Punktgitter, welche letztere meist identisch sind, θ_P . Die beiden Winkel stehen senkrecht zueinander und ergeben somit θ_R .

Im allgemeinen Fall großer Drehwinkel müssen die dann unterschiedlichen Punktgitter ineinander überführt werden und zusätzlich die Abweichungen von den idealen $\langle hkl \rangle$ Kornorientierungen mittels Kikuchi-Linien berücksichtigt werden.

Zur Bestimmung des Charakters der Grenze (Kipp- oder Drehgrenze) ist hier vorausgesetzt, daß ihre Ebene parallel zu J_0 liegt. Wird nun die Grenznormale in der stereographischen Projektion eingetragen, so ergibt sich aus dem Winkelabstand θ^* zwischen A_R und der Grenznormale der Charakter der Grenze. Ist $\theta^* = 90^\circ$ so liegt eine reine Kippgrenze vor, ist $\theta^* = 0^\circ$, so liegt eine reine Drehgrenze vor, vgl. Bild 36.

Normalerweise ist die Gitterlage durch Elektronenbeugung nur zweideutig zu bestimmen (Drehung um 180° möglich), sofern nicht im Punktgitter mindestens zwei Laue-Zonen auftreten oder aber im kubischen System die Gitternormale geradzahlig ist, v.Heimendahl [118_7]. Bei zu erwartenden Winkelunterschieden von nur einigen Graden (Kleinwinkelkorngrenze), ist dennoch die Winkelbeziehung zwischen zwei Kristallen meist eindeutig, da eine Drehung des Gitters um 180° meist einen wesentlich größeren Winkelunterschied verursachen würde, welcher jedoch zu verwerfen ist. Ferner sei auf eine echte Zweideutigkeit der Indizierungsmöglichkeit eines Beugungsbildes verwiesen, v.Heimendahl [119_7].

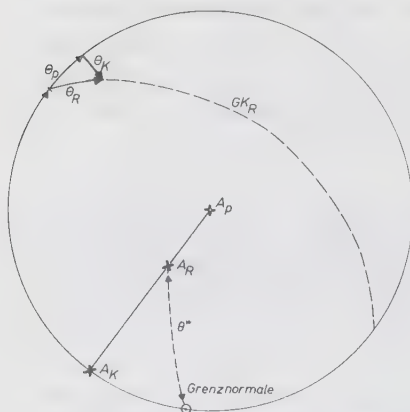


Bild 36

Probenfeste stereographische Projektion zur Ermittlung von θ_R , A_R und θ^* . GK = Großkreis

7. Literaturverzeichnis

- [⁻1_7 J.E. Bird, A.K. Mukherjee, J.E. Dorn
in: Quantitative Relation Between Properties
and Microstructure. Hrsg.: D.G. Brandon,
A. Rosen.
Israel University Press, Jerusalem (69)
- [⁻2_7 M. Wilkens, M.O. Bargouth
Acta Met 16 (68) 465/8
- [⁻3_7 M.v. Heimendahl
Z. Metallkde 51 (60) 573/9
- [⁻4_7 R.K. Ham, M.G. Wright
Phil. Mag. 10 (64) 937/48
- [⁻5_7 T.B. Foxon, J.G. Rider
Phil. Mag. 17 (68) 729/34
- [⁻6_7 M.R. Staker, D.L. Holt
Acta Met 20 (72) 569/79
- [⁻7_7 R.K. Ham
Phil. Mag. 6 (61) 1183/84
- [⁻8_7 S. Dally, C.N. Alquist
Scripta Met 6 (72) 95/100
- [⁻9_7 A. Kelly
Acta Cryst. 7 (54) 554/8
- [⁻10_7 C.J. Ball
Phil. Mag. 2 (57) 1011/7
- [⁻11_7 F. Hultgren
Trans Aime 230 (64) 898/903
- [⁻12_7 C.S. Smith, L. Guttman
Trans. Aime 197 (53) 81/7

- [⁻13] S.N. Zhurkov, V.J. Bethekhtin, A.J. Petrov
Phys. Met. Met. 24 (67) 156/64
- [⁻14] W.V. Green, P.P. Gillis, E.G. Zukas
Acta Met 18 (70) 43/52
- [⁻15] W.A. Wong, H.J. Queen, J.J. Jonas
J.Inst. Met 95 (67) 129/37
- [⁻16] M.M. Myshlyayev
Sov. Phys.-Solid State 7 (65) 468/
- [⁻17] E.U. Lee, H.H. Kranzlein, E.E. Underwood
Mater. Sci. Eng. 7 (71) 348/56
- [⁻18] R. Oshima, F.E. Fujita
Trans. Japan.Inst. Metals 10 (69) 57/63
- [⁻19] J.J. Jonas, D.R. Axelrad, J.L. Uvira
Trans. Japan. Inst. Metals 9 (68) 257/67
- [⁻20] R.W. Evans, G.R. Dunsten
J. Inst. Met 99 (71) 4/14
- [⁻21] L.J. Cuddy
Met. Trans. 1 (70) 395/401
- [⁻22] A. Korbel, K. Swiatkowski
Met. Sci. J. 6 (72) 60/3
- [⁻23] J.G. Rider, C.T.B. Foxon
Phil. Mag. 13 (66) 289/303
- [⁻24] S. Karashima, T. Jikubo, T. Watanabe, H. Oikawa
Trans. Japan. Inst. Metals 12 (71) 367/74
- [⁻25] G. Streb
Dipl.-Arbeit, Erlangen (70)
- [⁻26] P.R. Swann
in: Electron Mikroskopy and Strength of Crystals
Hrsg.: G.Thomas, J.Washburn. Interscience Publishers.
New York (63)

- [⁻27]₇ P.B. Hirsch, J.N. Kellar
Acta Cryst. 5 (52) 162/7
- [⁻28]₇ N. Hansen
Trans. Aime 245 (69) 2061/7
- [⁻29]₇ G. Langford, M. Cohen
Trans. quart 62 (69) 623/38
- [⁻30]₇ B. Reppich
J. Mat. Sci 6 (71) 267/9
- [⁻31]₇ D.L. Holt
J. Appl. Phys. 41 (70) 3197/201
- [⁻32]₇ H.J. Mc. Queen, J.E. Hockett
Met. Trans. 1 (70) 2997/3004
- [⁻33]₇ F.H. Hammad, W.D. Nix
TASM 59 (66) 94/104
- [⁻34]₇ H.J. Mc. Queen
J. Metals 20 (68) April 31/8
- [⁻35]₇ M.F. Rose, T.L. Berger
Phil. Mag. 17 (68) 1121/33
- [⁻36]₇ A.K. Mukherjee, J.E. Bird, J.E. Dorn
Trans. ASM 62 (69) 155/79
- [⁻37]₇ D. Hardwick, W.J. Mc G. Tegar
J. Inst. Met 15 (61/62) 17/21
- [⁻38]₇ F. Garofalo, L. Zwell, A.S. Keh, S. Weissmann
Acta Met. 9 (61) 721/9
- [⁻39]₇ V.J. Betekhtin, M.M. Myshl'ayev
Phys. Met. Met 24 (67) 81/5
- [⁻40]₇ W. Blum, B. Reppich
Acta Met. 17 (69) 959/66

- [⁻41_] J.-P. A. Immarigeon, J.J. Jonas
Acta Met. 19 (71) 1053/61
- [⁻42_] H.J. Mc Queen, W.A. Wong, J.J. Jonas
Can. J. Phys. 45 (67) 1225/34
- [⁻43_] D.J. Lloyd, L.D. Embury
Mater. Sci. J. 4 (70) 6/8
- [⁻44_] J.R. Cotner, W.J. Mc G. Tegart
J. Inst. Met. 97 (69) 73/9
- [⁻45_] J.J. Jonas, H.J. Mc Queen, W.A. Wong
Deformation under Hot Working Conditions
Iron Steel Inst. Publ. No. 108 (1968)
- [⁻46_] J.J. Jonas, C.M. Sellars, W.J. Mc G. Tegart
Met. Rev. 14 (69) 130 - 1/24
- [⁻47_] J. Weertmann
Trans. ASM 61 (68) 681/94
- [⁻48_] R.D. Schmidt-Whitley
Dissertation, Erlangen (1972)
- [⁻49_] D.J. Abson, J.J. Jonas
Metal Sci. J. 4 (70) 24/8
- [⁻50_] J.S.H. Lake, G.B. Craig
Met. Trans. 2 (71) 1579/86
- [⁻51_] J.C.M. Li
Trans. Aime 227 (63) 239/47
- [⁻52_] J.H. Cairns, J. Clough, M.A.P. Dewey, J. Nutting
J. Inst. Met. 99 (71) 93/7
- [⁻53_] J.A. Gindin et al.
Phys. Met. Met 24 (67) 2-137/42
- [⁻54_] V.J. Betekhtin, A.J. Petrov
Phys. Met. Met. 25 (68) 137/40

- [⁻55]₇ H. Fujita, H. Yamada
in: Proc. intern. Conf. on strength of Metals
and Alloys. Tokyo (67) S. 943
- [⁻56]₇ V.A. Likhachev, G.V. Vladimirova, M.M. Myshlyaev
S.S. Olevskiy
Phys. Met. Met. 29 (70) 6-164/71
- [⁻57]₇ H. Conrad
Mat. Sci. Eng. 6 (70) 265/73
- [⁻58]₇ G.B. Gibbs
Phil. Mag. 13 (66) 317/29
- [⁻59]₇ H. Conrad, K. Okazaki
Scripta. Met. 4 (70) 259/66
- [⁻60]₇ M. Boček, H. Schneider, P. Sindelar
Mat. Sci. Eng. 8 (71) 161/74
- [⁻61]₇ C.N. Ahlqvist, W.D. Nix
Acta Met. 19 (71) 373/85
- [⁻62]₇ A. Seeger,
Z. Naturforschung 9a (54) 758, 819, 856
- [⁻63]₇ in : Moderne Probleme der Metallphysik, 1. Band
Hrsg.: Seeger, Springer-Verlag, Berlin (65), S. 142
- [⁻64]₇ F.P. Bullen, C.B. Rogers
Phil. Mag. 11 (65) 191/6
- [⁻65]₇ E. Macherauch
Z. Metallkde. 61 (70) 617/27
- [⁻66]₇ J.C.M. Li
in: Dislocation Dynamics. Hrsg.: A.R. Rosenfeld,
G.T. Hahn, A.L. Bement, Jr and R.J. Jaffee
S. 87. Mc Graw-Hill (68)

- [⁻67_7 A.A. Solomon, W.D. Nix
Acta Met. 18 (70) 863/76
- [⁻69_7 S.R. Mac Ewen, O.A. Kupcis, B. Ramaswami
Scripta. Met. 3 (69) 441/8
- [⁻70_7 D.J. Lloyd, J.D. Embury
phys. stat. sol. (b) 43 (71) 393/9
- [⁻71_7 W. Betz
Dissertation, Erlangen (1971)
- [⁻72_7 H. Hu
Trans Aime 224 (62) 75/83
- [⁻73_7 K. Holm, E. Hornbogen
J. Mat. Sci 5 (70) 655/62
- [⁻74_7 B. Bay
J. Mater. Sci 5 (70) 617/20
- [⁻75_7 B.H. Kear /
Acta Met. 11 (63) 624/6
- [⁻76_7 A.H. Clauer, B.A. Wilcox, J.P. Hirth
Acta Met. 18 (70) 381/97
- [⁻77_7 H. Gleiter
Phil. Mag. 20 (69) 821/30
- [⁻78_7 J.C.M. Li
in: Recrystallisation, Grain Growth and Textures
Hrsg.: ASM. Ohio (66)
- [⁻79_7 J. Miki, H. Warlimont
Z. Metallkde. 59 (68) 408/14
- [⁻80_7 P. Furrer, H. Warlimont
Z. Metallkde. 62 (71) 12/20 und 100/12

- [⁻81]₇ M.v. Heimendahl
Einführung in die Elektronenmikroskopie
Hrsg.: E. Macherauch, Vieweg-Verlag,
Braunschweig (70)
- [⁻82]₇ M.v. Heimendahl
LBL-1186 Preprint (Berkeley) (72). Submitted
to Micron
- [⁻83]₇ H. Mecking
Z. Metallkde. 61 (70) 697/703
- [⁻84]₇ T. Endo, T. Enjyo, M. Adachi
in: Proc. Intern. Conf. on Strength of Metals
and Alloys (67) S. 724
- [⁻85]₇ R.L. Jones, H. Conrad
Trans. Aime 245 (69) 779/89
- [⁻86]₇ Erdmann-Jesnitzer, v. Guttman
Z. Metallkde. 60 (69) 165/72
- [⁻87]₇ H. Knoch, nicht veröffentlicht.
- [⁻88]₇ J. Haußelt
Dipl.-Arbeit, Erlangen (71)
- [⁻89]₇ L. Raymond, J.E. Dorn
Trans. Aime 230 (64) 560/7
- [⁻90]₇ F.P. Bullen, M.M. Hutchison
Phil. Mag. 7 (62) 557/71
- [⁻91]₇ J.C.M. Li, Y.T. Chou
Met. Trans. 1 (70) 1145/59
- [⁻92]₇ H.P. Stüwe
Acta Met. 13 (65) 1337/42
- [⁻93]₇ B. Ilchner
Hochtemperaturplastizität, Springer,
Heidelberg (73)

- [⁻94_7 G. Sargent, G. Jones, H. Conrad
Scripta Met. 3 (69) 481/4
- [⁻95_7 P. Haasen, A. Kelly
Acta Met. 5 (57) 192/9
- [⁻96_7 A. Seeger
Phil. Mag. 2 (57) 323/
- [⁻97_7 H. Mughrabi
Phil. Mag. 18 (68) 1211/7
- [⁻98_7 U. Dehlinger, H. Kronmüller
Z. Metallkde. 59 (68) 240/2
- [⁻99_7 G. Leibfried
Z. Physik 130 (51) 214
- [⁻100_7 V.K. Lindroos
Acta Polytech. Scand. (incl. Metallurgy
Series, No. Ch 76), Helsinki (68)
- [⁻101_7 A.R. Thölén
phys. stat. sol. (a) 2 (70) 537/50
- [⁻102_7 H.P. Karnthaler, P.M. Hazzledine, M.S. Spring
Acta Met. 20 (72) 459/68
- [⁻103_7 A.H. Clauer, B.A. Wilcox, V.P. Hirth
Report BMJ-X-517, Battelle Memorial Institute,
Columbus, Ohio (68)
- [⁻104_7 J.L. Walter, E.F. Koch
Acta Met. 11 (63) 923/38
- [⁻105_7 D. Mc Lean
Can. J. Phys. 45 (67) 973/82
- [⁻106_7 W. Blum
phys. stat. sol. (b) 45 (71) 561/71

- [⁻107_] C.H. Karnes, E.A. Ripperger
J. Mechanics Physics Solids 14 (66) 75/
- [⁻108_] A.G. Atkins
J. Inst. Met. 97 (69) 289/98
- [⁻109_] J.W. Aldrich, R.W. Armstrong
Met. Trans. 1 (70) 2547/50
- [⁻110_] M.H. Schankula, D.J. Lloyd, J.D. Embury
Acta Met. 18 (70) 1293/9
- [⁻111_] A. Seeger
in: Handbuch der Physik VII/2
Hrsg.: Flügge, Springer-Verlag,
Berlin (58) S. 23
- [⁻112_] H.P. Stüwe
Z. Metallkde. 56 (65) 633/42
- [⁻113_] G. Wassermann, A. Grewen
Texturen metallischer Werkstoffe,
Springer, Berlin (62) S. 575
- [⁻114_] F. Lihl, W. Pexa
Z. Metallkde. 58 (67) 465/70
- [⁻115_] wie [⁻63_] S. 100 und S. 154
- [⁻116_] H. Knöll, E. Macherauch
Z. Metallkde. 60 (69) 399/406
- [⁻117_] M.v. Heimendahl, W. Bell, G. Thomas
J. appl. phys. 35 (64) 3614/6
- [⁻118_] M.v. Heimendahl
phys. stat. sol. (a) 5 (71) 137/46

[⁻119_7

M.v. Heimendahl

Praktische Metallographie 8 (71) 279/90

[⁻120_7

D. Altenpohl

Aluminium und Aluminiumlegierungen, Springer,
Berlin (65) S. 609

Mein besonderer Dank für hilfreiche Diskussionen
gilt:

Herrn Prof. Dr. M.v. Heimendahl, welcher die vorliegende
Arbeit übertrug und betreute,

Herrn Prof. Dr. B. Ilchner, an dessen Institut die
Arbeit durchgeführt wurde,

sowie unter den Mitarbeitern des Institutes besonders
Herrn Dr. W. Blum.

Lebenslauf

Name: Frieder Schuh

Geburtstag, -ort: 20.11.43, Dresden

Eltern: Dipl.-Ing. und Flugbaumeister
Walter Schuh und Ehefrau Christa,
geb. Renk

Familienstand: ledig

Schule: Sept. 1950 bis Juni 1963 Rudolf
Steiner-Schule in Nürnberg.
Abitur am Realgymnasium Nürnberg,
Juni 1963.

Studium: Nov. 1963 bis Jan. 1969 an der
FAU Erlangen.
Beginn des Studiums mit Physik.
Im dritten Semester Wechsel zu
Mineralogie (Leitung Prof. Dr. Th.
Ernst). Diplomvorprüfung in Mine-
ralogie Februar 1966.
Nach Gründung der Technischen Fakul-
tät Wechsel zu Werkstoffwissen-
schaften. 1968 Diplomarbeit mit dem
Thema: "Zur stationären Kriech-
geschwindigkeit dotierter Natrium-
chlorid-Einkristalle".
Betreuer: Prof. Dr. B. Ilschner
Diplomprüfung Januar 1969.
Doktorarbeit von Mai 1969 bis Mai 1973.
Thema der Arbeit: "Die Ausbildung der
Versetzungsstruktur und deren Bezie-
hungen zum Verformungsverhalten in
Aluminium".
Betreuer: Prof. Dr. M. v. Heimendahl
Diplom- und Doktorarbeit am Institut
für Werkstoffwissenschaften I,
Leitung: Prof. Dr. B. Ilschner
Seit Juli 1971 wissenschaftlicher
Assistent.

Offsetdruck-Fotodruck

J. Hogl, 8520 Erlangen, Hauptstr. 109 (Nähe Martin-Luther-Platz) Tel. 22990